

VŠB - Technická univerzita Ostrava
Fakulta strojní

Katedra mechanické technologie

Vliv tepelného zpracování na vlastnosti svarového spoje oceli
P92, svařeného metodou 141

Influence of heat treatment on the properties of P92
welded joint, made by TIG welding

Autor:

Bc. Petr Petr

Vedoucí diplomové práce:

Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Ostrava 2013

Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Petr Petr**

Studijní program: N2301 Strojní inženýrství

Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie

Specializace: 20 Strojírenská technologie

Téma: **Vliv tepelného zpracování na vlastnosti svarového spoje oceli P92, svařeného metodou 141**
Influence of Heat Treatment on the Properties of P92 Welded Joint, Made by TIG Welding

Zásady pro vypracování:

1. Zpracujte studii týkající se problematiky žárovevých ocelí se zaměřením na ocel P92 a její svařitelnost.
2. Proveďte rozbor tepelného zpracování svarových spojů žárovevých ocelí.
3. Popište metodu svařování 141.
4. Navrhněte parametry technologie svařování zkušebních svarových spojů.
5. Navrhněte tepelné zpracování zkušebních svarových spojů.
6. Proveďte zkušební svarové spoje na deskách o tloušťce 8 mm metodou 141.
7. Proveďte destruktivní a nedestruktivní zkoušky svarových spojů.
8. Srovnajte dosažené výsledky s výsledky dostupnými v literatuře.
9. Vyhodnořte dosažené výsledky provedených zkoušek a vyslovte závěry.

Seznam doporučené odborné literatury:

Kolektiv autorů: *Materiály a jejich svařitelnost*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů, ZEROSS Ostrava, leden 2001

Kolektiv autorů. *Technologie svařování a zařízení*. Skripta pro výuku svářečských inženýrů a technologů. Ostrava: ZEROSS, 2001. 395 s. ISBN 80-85771-81-0

KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I*. skripta VŠB – TUO, Ostrava, 2005, ISBN 80-248-0870-6

VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)% Cr ocelí*, monografie, VŠB – TUO, Ostrava, 2003, ISBN 80-248-0329-1


Odborné články z konferencí METAL, CREEP, COST, LIEGE Conference, aj.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.


Vedoucí diplomové práce: **Ing. Petr Mohyla, Ph.D.**

Datum zadání: 14.12.2012

Datum odevzdání: 20.05.2013



prof. Ing. Jiří Hrubý, CSc.
vedoucí katedry



doc. Ing. Ivo Hlavatý, Ph.D.
děkan fakulty

Čestné prohlášení

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího diplomové práce pana Ing. Petra Mohyly, Ph.D. a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Ostravě dne 25. 4. 2013



Podpis studenta

Prohlašuji, že

- jsem byl seznámen s tím, že na moji diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména § 35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a § 60 – školní dílo.
- беру на ве́домі́, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen „VŠB-TUO“) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě diplomovou práci užít (§ 35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že diplomová práce bude v elektronické podobě uložena v Ústřední knihovně VŠB-TUO k nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího diplomové práce. Souhlasím s tím, že údaje o kvalifikační práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO.
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo – diplomovou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- беру на ве́домі́, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.



Bc. Petr Petr

Jméno a příjmení autora práce: Bc. Petr Petr

Adresa trvalého pobytu autora práce: Skřipov 186, 747 45, Opava

Poděkování

Tímto chci poděkovat panu Ing. Petru Mohylovi, Ph.D. za vedení, konzultace a cenné připomínky při vypracování mé diplomové práce.

Anotace

Má diplomová práce se skládá ze dvou částí. První část se zabývá problematikou žárovevných ocelí, z nich především oceli P92, jež se používá pro výrobu vysokotlakých dílců pro elektrárenský průmysl. U této oceli jsou známy a popsány základní parametry mechanických a chemických vlastností, a změny mechanických vlastností při provozu za zvýšených teplot a tlaků. Následuje rozbor tepelného zpracování žárovevných ocelí, popis svařovací metody použité v praktické části, návrh parametrů a technologie zvolené pro dané zkušební svarové spoje. Druhou část tvoří samotný experiment, který sestává z návrhu přípravy svarových ploch, návrhu svařovací technologie a volby přídavného materiálu. Po provedení zkušebních svarových spojů na deskách o tloušťce 8 mm byly navrženy destruktivní a nedestruktivní zkoušky, včetně vyhodnocení jejich výsledků. Jednotlivé zkoušky byly provedeny a hodnoceny dle platných norem.

Klíčová slova

P92, 141, žárovevná ocel, tepelné zpracování, svařitelnost, mechanické vlastnosti

Summary

My thesis consists of two parts. The first part deals with heat resistant steels, of which mainly steel P92, which is used to manufacture high components for the power industry. For this steel is described the basic parameters of mechanical and chemical properties, and changes in the mechanical properties when used at elevated temperatures and pressures. The analysis of high-temperature heat treatment of steel, a description of the welding methods used in the practical part, the design parameters and the technology chosen for the test welds. The second part is the actual experiment, which consists of a proposal for joint preparation, welding technology, design and choice of filler material. After welding on experimental plates with a thickness of 8 mm there were designed destructive and non-destructive testing, including evaluation of their results. Individual tests were performed and evaluated according to applicable standards.

Keywords

P92, 141, heat resistant steel, heat treatment, weldability, mechanical properties

Obsah

1. Úvod.....	1
2. ŽÁROPEVNÉ OCELI	2
2.1 Pojem žárupevnost a jeho hodnocení	3
2.2 Složení žárovevných ocelí.....	3
2.3 Přehled přísadových prvků žárovevných ocelí:	4
2.4 Rozdělení žárovevných ocelí dle chemického složení:.....	8
2.4.1 Nelegované žárovevné oceli.....	8
2.4.2 Nízkolegované žárovevné oceli.....	9
2.4.3 Vysokolegované chromové žárovevné oceli - (9-12)% Cr	10
Ocel P92	11
Mikrostruktura oceli P92.....	14
2.4.4 Austenitické oceli	16
2.4.5 Austenitické vytvrditelné oceli.....	17
3. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ	18
Nízkolegované žárovevné oceli	20
Žíhání po svařování	21
Vysokolegované žárovevné oceli (P91, P92).....	23
4. SVAŘITELNOST ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ.....	25
4.1 Pojem svařitelnost oceli	25
Vlastnosti materiálu základního a svarového kovu:.....	25
Použitá metoda svařování a výrobní podmínky:	26
Parametry udané konstrukcí svařence:	26
4.2 Svařitelnost žárovevných ocelí.....	27
5. OBLOUKOVÉ SVAŘOVÁNÍ V OCHRANNÉM PLYNU	29
5.1 Svařování ocelí metodou 141	30
5.1.1 Princip metody 141 (TIG, WIG)	31
6. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	
6.1 Parametry technologie svařování zkušebních svarových spojů.....	32
6.2 Tepelné zpracování zkušebních svarových spojů	34
6.3 Svařování zkušebních svarových desek	35
6.4 Nedestruktivní zkoušky zkušebních svarových spojů.....	35
6.4.1 Zkouška prozářením RT	35
6.4.2 Kapilární zkouška.....	36
6.5 Destruktivní zkoušky zkušebních svarových spojů	36
6.5.1 Tahová zkouška.....	37
6.5.2 Zkouška rázem v ohybu	38
6.5.3 Zkouška tvrdosti	40
6.5.4 Zkouška makrostruktury	43
6.5.5 Zkouška mikrostruktury	44
7. SROVNÁNÍ VÝSLEDKŮ S VÝSLEDKY UVÁDĚNÝMI V LITERATUŘE.....	49
8. ZÁVĚR:	57
Seznam použité literatury:.....	59

Seznam použitých zkratk

SK – svarový kov

TEM – transmisní elektronový mikroskop

VWT – vrub ve svarovém kovu

VHT – vrub v tepelně ovlivněné oblasti

ČR – Česká republika

IIW – International Institut of Welding

např. – například

TOO – tepelně ovlivněná oblast

tj. – to je

T – Celsiova teplota [°C]

HV – Tvrdost dle Vickerse [-]

KV – nárazová práce [J]

KV₂ – nárazová práce pro zkušební tyč s V vrubem 2 mm [J]

R_e – mez kluzu [MPa]

Z – kontrakce [%]

R_m – mez pevnosti v tahu [MPa]

R_{p0,2} – smluvní mez kluzu [MPa]

1. ÚVOD

Práce se zaměřuje na ocel P92, což je relativně nová ocel využívaná především v provozech s nadkritickými parametry, jako jsou energetické celky a podobně. Ocel se používá především pro výrobu parovodních potrubních celků, na které se vážou velice náročné pracovní podmínky. Například v dnes již využívaných potrubích mezi kotli a vysokotlakými částmi turbíny energetického zařízení spalujícího uhlí, kde proudí velmi horká pára o teplotě 600 °C a přetlaku 30 MPa. Když vezmeme v potaz skutečnost, že potrubí mohou být i 500 metrů dlouhá s mnoha ohyby a váhou okolo pětiset tun, dospějeme k závěru, že výroba takovýchto celků není jednoduchou záležitostí. Nemáme zde ani tak namysli konstrukční část výroby, jako spíše samotnou realizaci. V potaz se zde musí brát široká škála parametrů, jako je především problematika svařování takovýchto rozměrných celků, a to jak z hlediska tvarové deformace, tak výsledných mechanických vlastností nutných pro bezpečný provoz. Dále musíme počítat s vysokým počtem teplotních cyklů zatěžujících celý konstrukční celek a také jeho dobou použití, která je uvažována na minimálně 40 let provozu.

Cílem této práce je zpracovat studii problematiky žárovevých ocelí a to především se zaměřením na žárovevnu martenzitickou ocel P92 s 9 % chromu označovanou (ASTM A335 P92, X10CrWMoVNb 9 - 2), která je modifikací dříve používané oceli P91 označované (ASTM A335 P91, X10CrMoVNb 9 - 1). Co se týče praktické části práce, ta se zabývá samotným svarovým spojem výše zmíněné oceli metodou 141 (TIG). Tedy návrhem parametrů technologie svařování, návrhu tepelného zpracování, provedením zkušebních svarových spojů na deskách o tloušťce 8mm. Samozřejmostí je provedení a vyhodnocení nedestruktivních a destruktivních zkoušek svarových spojů.

Výsledky zkoušek budou porovnány s výsledky dostupnými v literatuře, a z nich vyvozeny příslušné závěry a poznatky, což pomůže k vytvoření si celkového pohledu na danou problematiku.

2. ŽÁROPEVNÉ OCELI

Žáropevné oceli řadíme do skupiny kovových materiálů, jež se využívají pro výrobu strojních dílců pracujících v náročných podmínkách se zvýšenými a vysokými teplotami. Můžeme tedy říci, že se pohybujeme v oblasti vysokoteplotního tečení, tzv. creepového namáhání materiálu. Takové namáhání se jak je v úvodu zmíněno vyskytuje především v energetickém průmyslu. Bavíme se o dílcích sloužících pro rozvod vysokotlakých par, kotlových bubnů a sběračů, skříní a rotorů parních i spalovacích turbín a dalších součástí. [2] Znamená to tedy, že oceli musí být schopny odolávat zkřehnutí během své doby provozu, která je několik desetiletí. Oceli musí být dobře tvařitelné a odolné vůči oxidaci. Vyžadujeme taktéž vysokou prokalitelnost, díky které jsme schopni získat základnou mikrostrukturu u rozměrných dílců nad 1000 mm. Samozřejmostí je zde nutnost zachování dobré svařitelnosti. Dnes se vývoj žárovevných ocelí natolik posunul, že jsme schopni vykazovat i dvojnásobně lepší hodnoty mezí pevnosti při vysokoteplotním creepu, než tomu bylo v osmdesátých letech. I díky tomu může dnešní energetický průmysl zdokonalovat zařízení tak, aby pracovala s lepší účinností. Vidíme to například v pohledu na vývoj výkonnosti bloků jaderných elektráren, kdy jsme dnes schopni postavit bloky o výkonu přesahující 1600 MW. Dnešní kapacita JE Dukovany je pro srovnání 2000MW, avšak ze čtyř bloků. Toto se nám daří právě i díky zlepšování mechanických vlastností materiálů použitých při konstrukci jednotlivých komponent, kdy můžeme využívat daleko větších tlaků a teplot páry. Vliv těchto zvýšených teplot a tlaků je jasně dokazatelný na zvýšení účinnosti zařízení až o 8 % a při současném snížení emisí oxidu uhličitého o téměř 20%. [3]

2.1 Pojem žárovevnost a jeho hodnocení

Žárovevností rozumíme rozsáhlý výkaz mechanických vlastností a materiálových charakteristik jako jsou pevnost při tečení v závislost na dlouhém období, pevnost při mechanickém a tepelném namáhání, a také vlastnosti, jež udávají odolnost materiálu proti křehkým lomům za vysokých teplot. Dále zde musíme počítat také s teplotními cykly způsobenými odstávkami zařízení během oprav a údržby. Míra žárovevnosti materiálu určuje vhodnost materiálu pro dané použití. Za žárovevné pak považujeme materiály, které dokáží odolat vysokým teplotám po určitou dobu.

2.2 Složení žárovevných ocelí

Jelikož jsou žárovevné oceli materiály pracující ve velmi obtížných podmínkách po dlouhou dobu, musí být vyráběny s velkým důrazem na kvalitu. To tedy znamená, že musí mít stále jak chemické, fyzikální tak i mechanické vlastnosti. Těch docílíme přesným složením. Snažíme se tedy co nejvíce specifikovat hodnoty obsahů jednotlivých prvků v těchto materiálech. Pro příklad uvedu několik základních prvků včetně jejich působení na výsledný materiál, u kterých musí být dodržena přesná hodnota jejich podílu z celkového objemu. Musíme si uvědomit, že za takto vysokých provozních teplot (kolem 600 °C) dochází k migraci atomů substitučních prvků na hranice zrn a tímto ke křehnutí zrn. K výraznému snížení creepové tažnosti dochází také vlivem působení prvků jako fosfor, cín, síra, olovo a dalších. Že je důležité dodržovat přesná objemová procenta dokazuje i fakt, že například hodnota přítomnosti síry v materiálu pro výrobu trubek velkých průměrů je na 0,004 hm %. [4] Popouštění nám u žárovevných ocelí ovlivňuje Ni, u kterého se obsah snažíme snižovat, i když zároveň zvyšuje odolnost proti korozi.

Úroveň žárovevnosti je od určité míry zvýšena uhlíkem. Obsah uhlíku se v dnešních ocelích pohybuje okolo (0,08-0,20) hm %, kdy nižší obsah uhlíku se používá především pro komponenty kotlů. Dále nám žárovevné vlastnosti ovlivňuje dusík, u kterého se snažíme dodržet obsah okolo (0,04-0,08) hm. %. Pokud se nám ve feritických

ocelích podaří zajistit obsah uhlíku v rozmezí (0,05-0,15) hm. %, docílíme zvýšené pevnosti a dobré svařitelnosti. [4]

Pro dosažení vysoké čistoty ocelí používáme rafinace oceli pomocí sekundární mimopecní metalurgie. Tou dosáhneme zvýšení kvality žárovevých ocelí s nízkým obsahem legujících prvků. Díky této metodě dosahujeme lepších mechanických vlastností jako vyšší houževnatosti a plasticity z důvodu vysoce homogenní struktury. [6]

2.3 Přehled přísadových prvků žárovevých ocelí:

Nikl

Ovlivňuje popouštění a jeho obsah se snažíme snižovat přesto, že zvyšuje odolnost proti korozi, zlepšuje vrubovou houževnatost a plasticitu. Je to austenitotvorný a grafitotvorný prvek, ovlivňující negativně stabilitu precipitátů. Důsledkem jeho přítomnosti ve větším množství je snížení transformační teploty a teploty A_1 . [22]

Chrom

Jedná se o základní legující prvek v žárovevých chromových ocelích, což je zřejmé už ze samotného názvu. Zajišťuje nám odolnost vůči korozi a výrazně zvyšuje míru prokalitelnosti oceli, dále zlepšuje otěruvzdornost a pochopitelně zvyšuje pevnost za tepla. To znamená, že je schopen ovlivnit transformační křivky, tedy posunout tyto křivky v ARA digramu doprava. Při použití u nízkolegovaných ocelí se obsah pohybuje v rozmezí od (0,5 – 3) hm %. Při reakci s uhlíkem vytváří základní karbidy typu $M_{23}C_6$ a M_7C_3 . [22]

Molybden

Molybden má schopnost měnit mřížkový parametr daného tuhého roztoku, kdy vlivem tohoto dění dochází ke zpevnění tuhého roztoku. Rozpustnost molybdenu je omezena a při překročení určité meze rozpustnosti dojde ke tvorbě karbidů M_6C . [14]

Vanad

Vanad vytváří jemné precipitáty MX, které se přičiňují na precipitačním zpevnění daného tuhého roztoku a působí také proti růstu austenitických zrn při zušlechťování materiálu. Míra precipitace částic MX, které obsahují vysoké procento vanadu je dána obsahem dusíku v oceli. V tuhém roztoku se při vysokém obsahu vanadu může vyskytovat také precipitát M_2X , který zapříčiňuje degradaci struktury. Optimální obsah vanadu je dle literatury uváděn v poměru k uhlíku v hodnotách C:V= 1:3 až 1:4. [14]

Wolfram

Wolfram mění mřížkový parametr daného tuhého roztoku, přičemž zapříčiňuje jeho zpevnění. Opět se při překročení meze rozpustnosti vytváří karbidy typu M_6C jako u molybdenu. V ocelích je nutné hlídat obsah molybdenu a vanadu na hodnotách uvedených níže, jelikož prvky mají velice podobné působení na vlastnosti ocelí, a při vysoké koncentraci obou by docházelo k nežádoucím změnám struktury. V literatuře se uvádí vztah pro obsah wolframu a molybdenu v roztoku. Jako ideální uvádí hodnotu $Mo_{ekv} = \% Mo + 0,5 \% W$ uvádí hodnotu 1%. [27]

Bór

Bór zvyšuje mez tečení nízkolegovaných ocelí. Důvodem je jeho hromadění na hranicích austenitických zrn a tím zvětšování míry prokalitelnosti. Má schopnost transformovat austenit na bainit při nižších teplotách. Zamezuje vzniku trhlin i kavit při procesu creepu. Má schopnost zvyšovat stabilitu precipitátů a také snižuje jejich rychlost hrubnutí. Podle dostupných informací v literaturách však ještě přesný význam a účinek

boru v tomto procesu není objasněn. Pro dobrou houževnatost, svařitelnost a tvářitelnost je doporučeno udržovat obsah boru na hodnotách do 100 ppm. [22]

Mangan

Oproti železu má větší atomový poloměr a jeho přítomnost v oceli vede ke změně mřížkového parametru daného tuhého roztoku a tím dochází ke zpevnění tuhého roztoku. Dosahujeme tedy vyšší meze kluzu a meze pevnosti. Žádoucím způsobem ovlivňuje prokalitelnost oceli. Váže na sebe síru a tvoří s ní sulfidy MnS . Obsah manganu v ocelích není vysoký z důvodu, že u ocelí legovaných vanadem dochází v reakci manganu a vanadu k hrubnutí karbidů V_4C_3 . Obvykle se obsah manganu pohybuje do 0,5 hm %. [22]

Křemík

Křemík má oproti manganu menší atomový poloměr než železo a jeho přítomností v oceli dochází ke změnám mřížkového parametru daného tuhého roztoku. Dochází zde ke zpevňování. Křemík má rovněž dobrý vliv na odolnost vůči korozi, tedy oxidaci. Nepříznivým vlivem je zde zhoršení chemické heterogenity a strukturní stability. Obsah se obvykle pohybuje do 0,4 hm %. [14]

Nikl

Jedná se o austenitotvorný prvek, který negativním způsobem ovlivňuje stabilitu precipitátů. Snižuje zároveň výrazným způsobem teplotu A_1 a teplotu transformací. Z tohoto důvodu se snažíme o co nejnížší obsah tohoto prvku v ocelích. [14]

Hliník

Hliník velice nežádoucím způsobem ovlivňuje žárovevnost, a to hlavně u ocelí s obsahem dusíku. Z tohoto důvodu se obsah hliníku snažíme co nejvíce snižovat. [14]

Niob

Niob tvoří spolu s vanadem velmi jemné precipitáty typu Mx, které mají příznivý vliv na precipitační zpevňování tuhého roztoku a působí zároveň proti růstu austenitických zrn při ušlechťování. [22]

Vodík

Vodík se nám do oceli dostává při výrobě, nebo při svařování. Rozhodně je v tuhém roztoku nežádoucím prvkem. Vodík se buď rozpustí v oceli při teplotách okolo 1530 °C, nebo vytvoří s kovy hydrid. Při velkém obsahu vodíku dochází k vodíkové korozi, oduhličení svarového kovu, způsobuje pórovitost svarového kovu, vznik trhlin svarového kovu i tepelně ovlivněné oblasti, a vznik rybích ok. Vodík se při tavném svařování dostává do svarového kovu skrze vlhký přídavný materiál, nebo okolního vlhkého vzduchu, čemuž zabraňuje ochranná atmosféra u námi použité metody TIG. Vodík se může dostat do kovu také při povrchových úpravách svarových ploch, případně z barev a mazadel ulpělých v okolí svarové plochy. [22]

Uhlík

Pozitivně ovlivňuje žárovevné oceli a to především díky tvorbě precipitátů. U moderních ocelí se obsah uhlíku snažíme udržet v rozmezí (0,08 – 0,2) hm %. Čím více uhlíku máme v roztoku, tím více klesají v ARA diagramu teploty M_s a M_f a dochází k stabilizaci velkého množství zbytkového austenitu A_{zb} . Uhlík vytváří spolu s karbidotvornými prvky jako chrom, vanad, wolfram niob či molybden karbidy, což jsou základní typy minoritních fází podílejících se na vytvrzování daného tuhého roztoku. Při vyšší koncentraci uhlíku dochází ke snížení svařitelnosti, zvýšení korozivzdornosti a heterogenních svarů může dojít k degradaci svarového spoje. [22]

Dusík

Schopností dusíku je vytváření nitridů, kdy při působení s uhlíkem vytváří karbonitridy. Nitridy zvyšují mez kluzu, mez pevnosti v tahu a také tvrdost. Ty jsou

stabilní a jemnější než karbidy. Obsah dusíku se snažíme udržovat v rozmezí (0,04 – 0,08) hm. %. Dusík se do oceli dostává při teplotě přibližně 1600 °C. Při vyšší koncentraci dochází ke snížení plastických vlastností jako tažnosti, meze únavy nebo vrubové houževnatosti., dále opět jako u uhlíku dochází ke zhoršení svařitelnosti, korozivzdornosti a dochází k degradaci svaru. [22]

2.4 Rozdělení žárovevných ocelí dle chemického složení:

- oceli nelegované (používají se do teplot 450 °C)
- oceli nízkolegované (používají se do teplot 580 °C)
- oceli vysokolegované chromem (9-12) % (používají se do 620 °C)
- austenitické oceli (používají se do 700 °C)
- austenické oceli vytvrditelné (používají se do 750 °C)

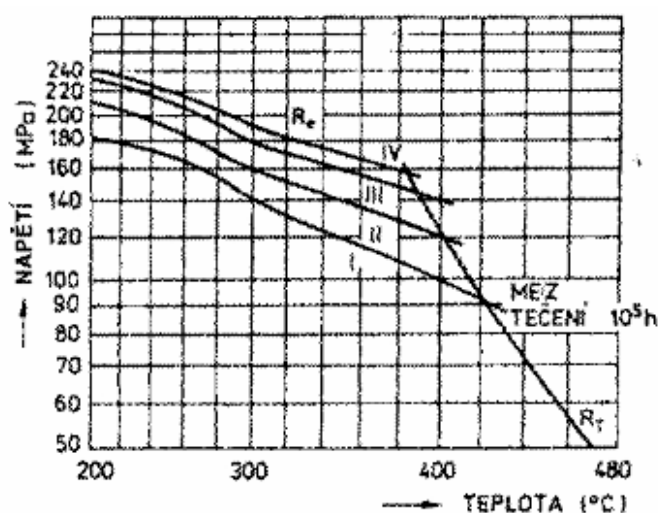
Podle struktury dělíme žárovevné oceli na:

- austenitické
- feritické

2.4.1 Nelegované žárovevné oceli

U těchto ocelí je nejvíce omezujícím prvkem teplota, při které jsou schopny udržet si své mechanické vlastnosti a také ještě nepodstupují creepu. Nelegované oceli používáme pro výrobu plechů, trubek a odlitků pro energetiku. V normě ČSN 42 0090 můžeme nalézt přehled tvářených nelegovaných žárovevných ocelí vhodných pro energetiku. Řadí se zde oceli třídy 11, u nichž je obsah uhlíku okolo 0,2 %, manganu 0,5 % a niklu, chromu a mědi do 0,3 %. Žárovevné potrubí se vyrábí jak z uklidněných, polouklidněných, tak i neuklidněných ocelí. U posledního typu dochází ke snižování plasticity už kolem teplot nad 200 °C, pokud byla ocel tvářena za studena. [5]

Proto se volí pro výrobu potrubí ocel uklidněná. Následující gram vypovídá o výrazném snižování mechanických vlastností nelegovaných ocelí používaných při zvýšených teplotách. Je zde patrné, že již při teplotě okolo 380 °C nám klesá mez kluzu na poloviční hodnoty a dostáváme se k mezi tečení materiálu. [5]



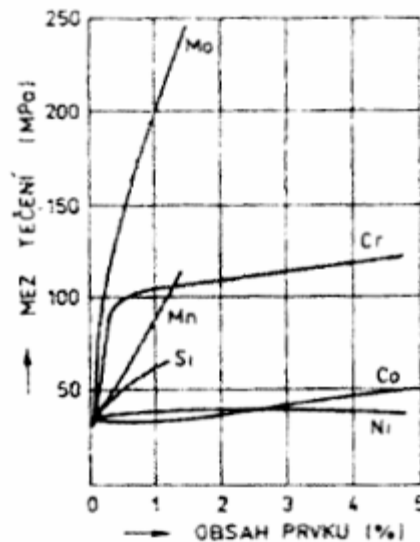
Obr. 1 - Vliv teploty na mez kluzu a mez tečení nelegovaných žáropevných ocelí [7]

2.4.2 Nízkolegované žáropevné oceli

Nízkolegované žáropevné oceli nacházejí své použití v oblastech mezí kluzu a tečení, kdy u první skupiny je mez kluzu zaručena za normálních a zvýšených teplot. Druhá skupina ocelí vyžaduje mez tečení neboli mez pevnosti při tečení. U těchto ocelí vyžadujeme dobré plastické vlastnosti za zvýšených teplot, oxidační odolnost, dobrou svařitelnost a tepelnou vodivost. Rozmezí použitelnosti okolo 550 °C. [6]

Pro zpomalení creepu se zde volí nízký obsah uhlíku tak, aby nedocházelo k vytváření cementitu. Karbidy vzniklé při výrobě by měly být jemné, jelikož při dlouhém vystavení výrobku zvýšeným teplotám dochází k jejich růstu, tedy zvětšování. Tohoto

zjemnění dosahujeme legurami jako wolfram, molybden. Nízkolegované oceli se nejčastěji legují chromem, vanadem, či molybdenem, které zlepšují creepové vlastnosti.



Obr. 2 - Vliv Mn, Si, Cr, Mo, Co na mez tečení nízkolegovaných ocelí [7]

2.4.3 Vysokolegované chromové žárovevné oceli - (9-12)% Cr

Tyto oceli se používají v provozech se zvýšenými teplotami okolo 600 °C. Zde už požadujeme mimo žárovevnosti i žáruvzdornost. Co se týče jednotlivých druhů vysokolegovaných chromových žárovevných ocelí, přiblížím několik nejvýznamnějších typů.

Oceli (9-12) % Cr - řadíme zde oceli třídy 17 a ostatní speciální slitiny se zmíněným obsahem chromu, a zároveň je jejich obsah manganu menší než 1 %. Přidáváme zde prvky jako molybden, či nikl pro lepší svařitelnost z důvodu zvýšení vytváření delta feritu. Přídavkem vanadu zvýšíme žárovevnost. Při obsahu chromu okolo 11 % jsou schopny tyto žárovevné a žáruvzdorné oceli dobře odolávat korozi a také teplotám až 850 °C. Tento typ ocelí je možno rozdělit do tří skupin. A to na oceli legované molybdenem, oceli

s přidavkem karbidovorných prvků jak Nb, V, W. Třetí skupinou jsou oceli legované kobaltem. [6]

Ocel P91

Zde se jedná o ocel feritickou o obsahu 9 % Cr a jednoho procenta Molybdenu. Ocel se mikroleguje vanadem, niobem. Je nutné kontrolovat obsah dusíku. Ocel P91 je určena pro výkovky, odlitky, trubky a plechy, které jsou využívány při teplotách okolo (550 – 650) °C. Výhodami této oceli jsou značná žáropevnost a plasticita v oblasti tečení, dobrá tepelná vodivost s nízkou tepelnou roztažností. Důležitá je zde korozní odolnost, jelikož se výrobky setkávají se zplodinami z hoření a vodními párami. Chemické složení této oceli je uvedeno v následující tabulce. [12]

Tab. 1 – Chemické složení oceli P91 [12]

Složení		C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	Nb	N	Al	Ni
ASTM	Min	0,08	0,30			0,20	8,00	0,85	0,18	0,06	0,03		
A 335	Max	0,12	0,60	0,02	0,01	0,50	9,50	1,05	0,25	0,10	0,07	0,04	0,40
E5152		0,10	0,40	0,015	0,006	0,43	8,50	0,88	0,23	0,10	0,045	0,018	0,10

Tab. 2 – Mechanické vlastnosti oceli P91 při +20 °C [12]

Ocel	R _e (MPa)	R _m (MPa)	A ₅ (%)		KV (J)	
			podél	napříč	podél	napříč
P91	≥450	630-830	≥19	≥17	≥40	≥27

Ocel P92

Jedná se o relativně novou ocel, která se ve velké míře používá především, jak již bylo výše zmíněno v energetickém průmyslu. V současné době se v České republice staví, nebo je projektována výstavba nových elektrárenských bloků pracujících při nadkritických provozních parametrech. Právě pro tuto nutnost se tato ocel vyvinula.

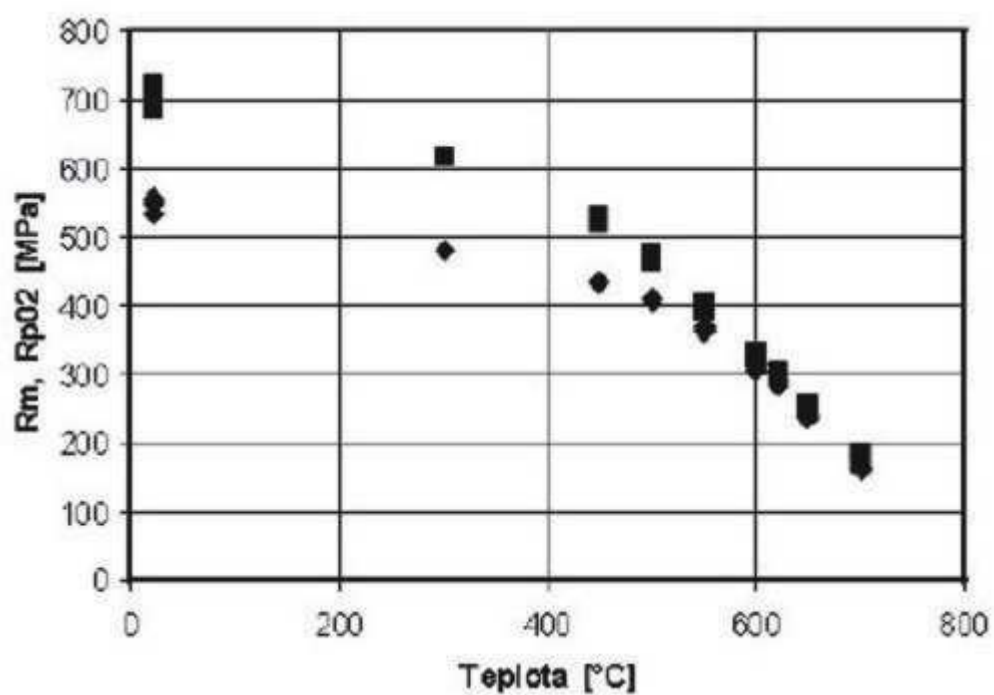
Ocel je martenzitická a obsah chromu v této oceli je 9 %. Jde o ocel příbuznou oceli P91, který je popsán výše. Mikrostruktura oceli po výrobním

procesu je tvořena popuštěným martenzitem o tvrdosti 230 HV10. Co se týče mechanických vlastností oceli, tak je při teplotě (600-650) °C pozorovatelný proces degradace, který však nastupuje až po 10⁴ hodin. Klesají zde hodnoty meze kluzu a pevnosti o 50Mpa, tažnost je snížena o jednu třetinu a hodnoty vrubové houževnatosti jsou po době expozice na polovičních hodnotách. Maximálních hodnot pevnosti docílíme při obsahu wolframu 1,8 hm. % a molybdenu 0,5 hm. %. [16] Dále bylo prokázáno, že maximální hodnota pevnosti je ovlivněna přítomností dusíku a bóru, kdy při absenci boru dochází ke snížení meze pevnosti při vysokoteplotním tečení, a to i pod hodnoty naměřené u předchůdce P91. [17]

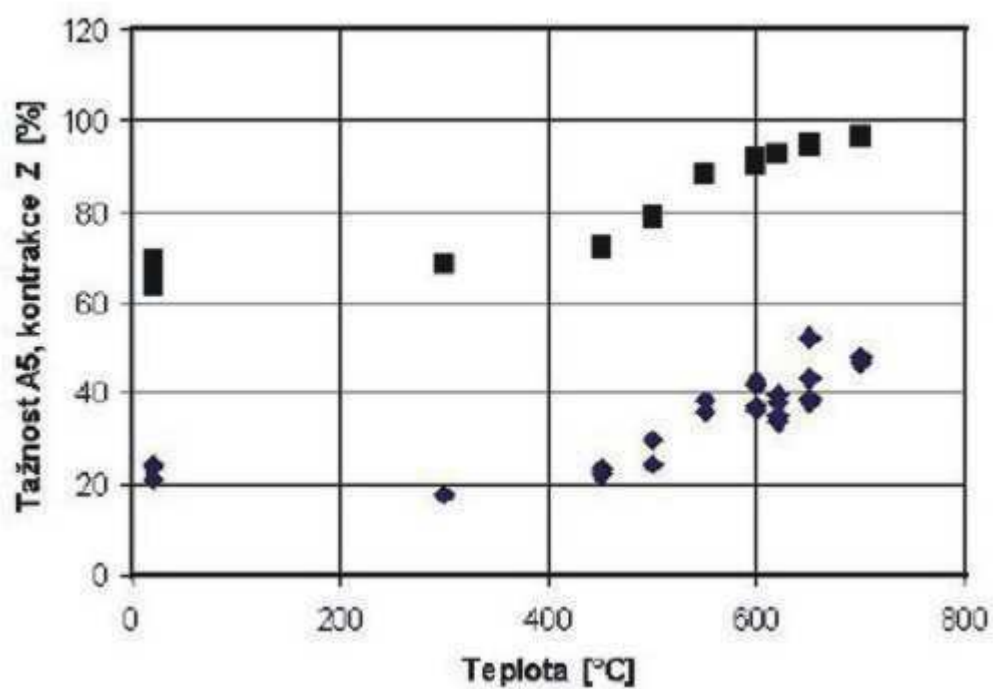
Tab. 3 – Chemické složení oceli P92

Tab. 1 – Chemického složení materiálu P92 (X10CrWMoVNb9-2)													
C [hm%]	Mn [hm%]	Si [hm%]	P [hm%]	S [hm%]	Ni [hm%]	Cr [hm%]	Mo [hm%]	V [hm%]	W [hm%]	Al-c [hm%]	Nb [hm%]	B [hm%]	N [hm%]
0,124	0,50	0,19	0,021	0,0020	0,137	8,90	0,421	0,196	1,72	0,006	0,046	0,0022	0,051

Níže jsou uvedeny výsledky měření mechanických vlastností výchozího stavu oceli a jejich závislost na teplotě. Pro dobu provozu 10⁵ h má ocel P92 časovou pevnost 110 MPa a pro dobu 2x10⁵ h je časová pevnost asi 90 MPa. Vysoká odolnost oceli proti vysokoteplotnímu creepu je dána přítomností nitridů vanadu a částic M₂₃C₆, které způsobují zpevnění tuhého roztoku. Výsledky vypovídají o skutečnosti, že provozní teploty 600 °C a přetlak jsou natolik vysoké, že už jsme v podstatě vyčerpali možnosti použití této oceli a pro vyšší teploty bude nutno do budoucna hledat jiný a lepší materiál.



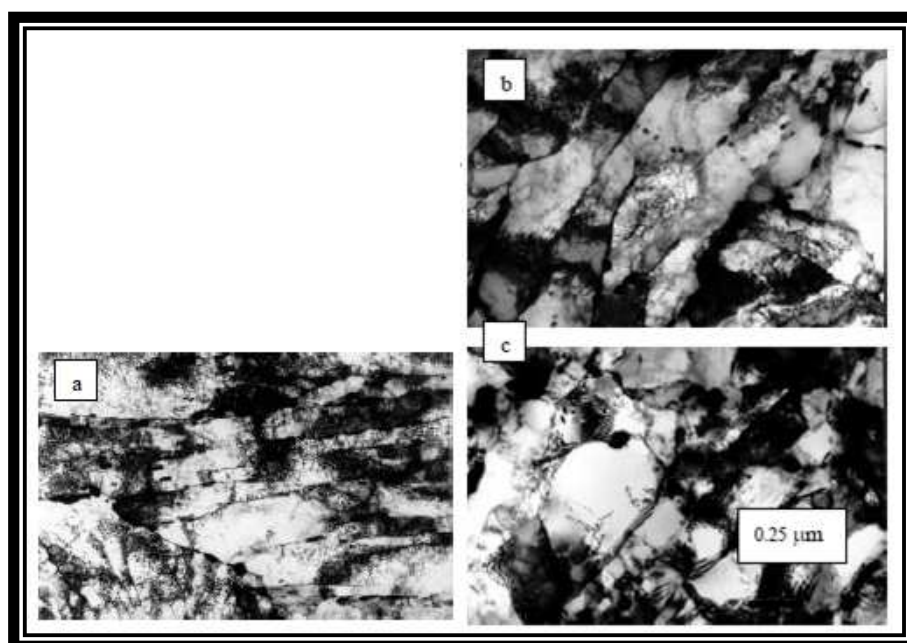
Obr. 3 – Mez pevnosti Rm a mez kluzu R_{p02} u výchozího stavu oceli [16]



Obr. 4 – Tažnost A5 a kontrakce Z oceli P92 ve výchozím stavu [16]

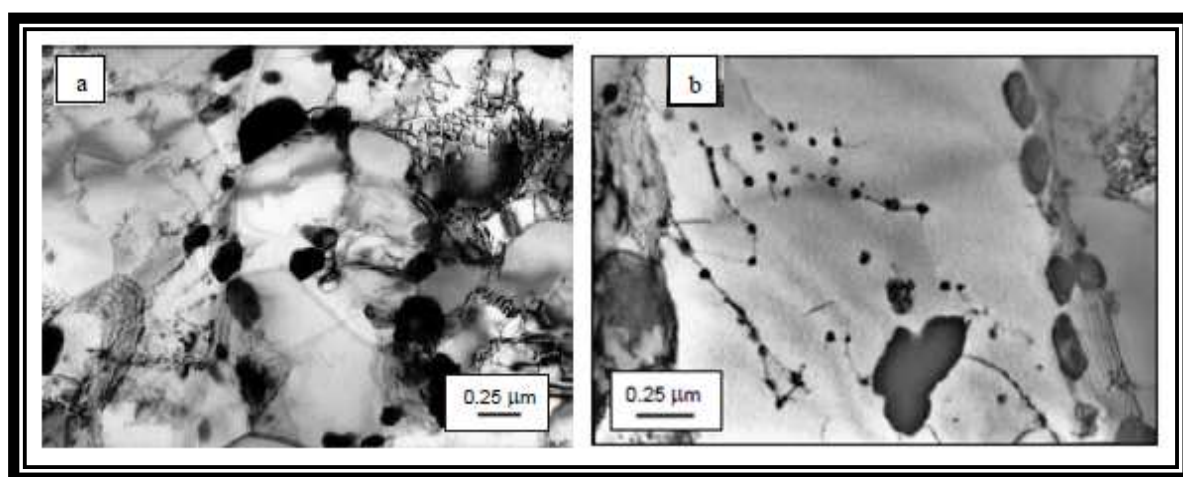
Mikrostruktura oceli P92:

Ocel P92 se od zmíněné P91 liší především obsahem wolframu a bóru. Obsahuje také malé množství dusíku, čímž se zamezí reakci bóru s dusíkem. Pokud ji budeme popouštět při teplotě 835 °C, dochází k výraznému snížení meze pevnosti při vysokoteplotním tečení. Z tohoto důvodu se ocel P92 musí popouštět pod hranicí této teploty, nejlépe pod hranicí 800 °C. [31] Po austenitizaci z teploty 1070 °C se ocel popouští za teplot 715°C , 775 °C, 835°C. Během tohoto procesu dochází k dvěma procesům, a to zotavení a snížení počtu dislokací po austenitizaci a zároveň k utvoření subzrn včetně dislokačních sítí. Tyto procesy probíhají rychleji, pokud zvýšíme popouštěcí teplotu. Při popouštění při teplotě 715 °C dochází ke slabému zvýšení hustoty dislokací, než když popouštíme při teplotě 775 °C. Při teplotě 835 °C snížíme hustotu dislokací téměř o 75%. Druhý zmiňovaný proces nám způsobí precipitaci karbidů, nitridů, či karbonitridů, která se děje během popouštění. Karbidy $M_{22}C_6$ precipitují na hranicích původních austenitických zrn, uvnitř lathkového martenzitu a na hranicích subzrn. Precipitáty oceli P92 jsou jemnými částicemi MX fáze, která je tvořena kuličkovitými karbonitridy bohatými na niob a talířovitými nitridy bohatými na vanad. Pokud se vytvoří větší kuličkové částice, zůstanou nerozpuštěny při austenitizaci a při popouštění utvářejí zárodky deskových nitridů, které obsahují vyšší množství vanadu. Právě tyto malé částice ovlivňují velkou měrou mechanické vlastnosti této oceli. [32]



Obr. 5 - Mikrostruktura oceli P92 popouštěné 2 hodiny při teplotě a) 715 °C,
b) 775 °C, c) 835 °C [32]

Jak je vidět z obr. 6 pořízeného TEM mikroskopem na mikrovýbrusu dochází s rostoucí teplotou k zvyšování zotavení martenzitu a snižuje se hustota dislokací. Malá rychlost hrubnutí částic $M_{23}C_6$, která souvisí s atomy bóru, jež jsou rozpuštěny v této fázi, pozitivním způsobem ovlivňuje mikrostrukturní stabilitu této oceli. Při dlouhodobém žhání a creepové expozici dochází k růstu Lavesovy fáze a k úbytku wolframu v tuhém roztoku až o 66 %. Toto zásadním způsobem snižuje mez pevnosti při tečení. K hrubnutí části $M_{23}C_6$ dochází stejnou rychlostí jako k hrubnutí částic Lavesovy fáze, avšak prvky Lavesovy fáze typu Fe_2W jsou nehrubšími částicemi na konci růstového stádia v mikrostruktuře. Hrubé částice, které obsahuje Lavesova fáze nemají výrazný vliv na precipitační zpevnění oceli. Částice MX se v oceli vyskytují v malém množství a k zotavení dislokační struktury dochází pomalu. Toto by mohlo souviset s účinky bóru na přesun dislokací. [31]



Obr. 6 – a) rozměrné částice $M_{23}C_6$ při hranicích subrzn, jemné částice M (C, N) v zrnech, b) Lavesova fáze při precipitaci po creepu na teplotu 650 °C za dobu 6500 hodin [31]

2.4.4 Austenitické oceli

Austenitické oceli mají vyšší mez tečení, jelikož v mřížce FCC probíhají difuzní pochody i za zvýšené teploty pomaleji. [6] Rekrytalizují při teplotě (800-900) °C. Dělí se na oceli žárovevné chromniklové a manganové.

U chrom-niklových austenitických ocelí jsou, jak již z názvu plyne legujícími prvky nikl a chrom. Pro zlepšení žárovevnosti se přidávají také wolfram v objemu 2 %, molybden v rozmezí (1-3) %, vanad, niob, titan, či dusík. [7] Obsah chromu se u chromniklových ocelí pohybuje v rozmezí (10-12) %. Nikl je zde zastoupen až 38 % z důvodu zabránění vylučování fáze sigma, kvůli které dochází ke snižování houževnatosti materiálu. Jak jsem již výše uvedl, vanad zvyšuje odolnost proti tečení za nízkých teplot, proto je zde také přidáván. Tepelné zpracování těchto ocelí spočítá v rozpouštěcím, či stabilizačním žíhání, kdy u prvního dochází k zahřátí ocelí na teplotu (1100-1800) °C a výdrži 1,5hodiny. Ochlazení probíhá ve vodě, případně na vzduchu. Stabilizační žíhání probíhá za teplot (880-890) °C a ochlazování je prováděno na vzduchu. [7]

Manganové chromové austenitické oceli neobsahují nikl, který zvyšuje finanční náročnost výroby a jsou tedy levnější než předchozí chromniklové austenitické oceli. Díky složení mohou pracovat v prostředích s vysokým obsahem síry. Z důvodu menšího množství Ni může docházet k poruchám a proto se přidává malé množství dusíku, který zvyšuje stabilitu austenitu a ke zvýšení meze tečení tantal, niob, titan a vanad. [7] tyto oceli jsou schopny pracovat při teplotách (700-800) °C. Žíhání se provádí při teplotách (1000-1500) °C a ochlazuje se na vzduchu.

Austenitické oceli se před svařováním přehřívají na teplotu max. 150 °C.

2.4.5 Austenitické vytvrditelné oceli

Vytvrditelné oceli austenitické se používají u zařízení, kde již není možno použít oceli chromniklové. Tedy při provozních teplotách (650-700) °C. Tyto oceli se vyznačují dobrou pevností při tečení, plastickými vlastnostmi a mechanickými vlastnostmi. Nejpriznivějších mechanických vlastností zde dosahujeme rozpouštěcím žháním při teplotách 1150 °C, výdrž 1 hodinu a ochlazením na vzduchu. Poté opětovným zahřáním na 750 °C na dobu 20 hodin. Poté dochází k rychlému ochlazení, kdy se vytvoří matrice nasyceného tuhého roztoku gama s menším množstvím nerozpuštěných karbidů TiC. Přidáním hliníku, titanu, boru a molybdenu zvýšíme pevnost při tečení. [6]

Snažíme se zde vyhnout obsahu prvků, jako je olovo a cín, dále pak arzen, fosfor, antimon, kyslík, síra, vodík a dusík. Dodávají se prvky jako chrom, molybden, wolfram, vanad a titan z důvodu vytváření stabilních karbidů.

Feritické versus austenitické oceli:

Z výše uvedených jednotlivých typů žáruvzdorných ocelí vyplývá, že oceli austenitické oceli jsou použitelné pro vyšší provozní teploty, avšak jsou nákladnější na výrobu, tedy dražší. Martenzitické oceli jsou naopak výrazně nižší, ale zase nejsou použitelné pro vysoké provozní teploty, jelikož se u nich při teplotách nad 600 °C projevuje degradace užitečných vlastností a velmi se snižuje odolnost vůči tečení, tedy dochází zjednodušeně řečeno k popouštění. Moderní martenzitické oceli se dnes používají především při modernitami kotlů, kde můžeme použitím tohoto materiálu docílit značné úspory materiálu, jelikož tloušťka stěny může být až o 20 mm slabší, než u tradičních ocelí.

Tab. 4 Příklady chemického složení žárovevných ocelí [4]

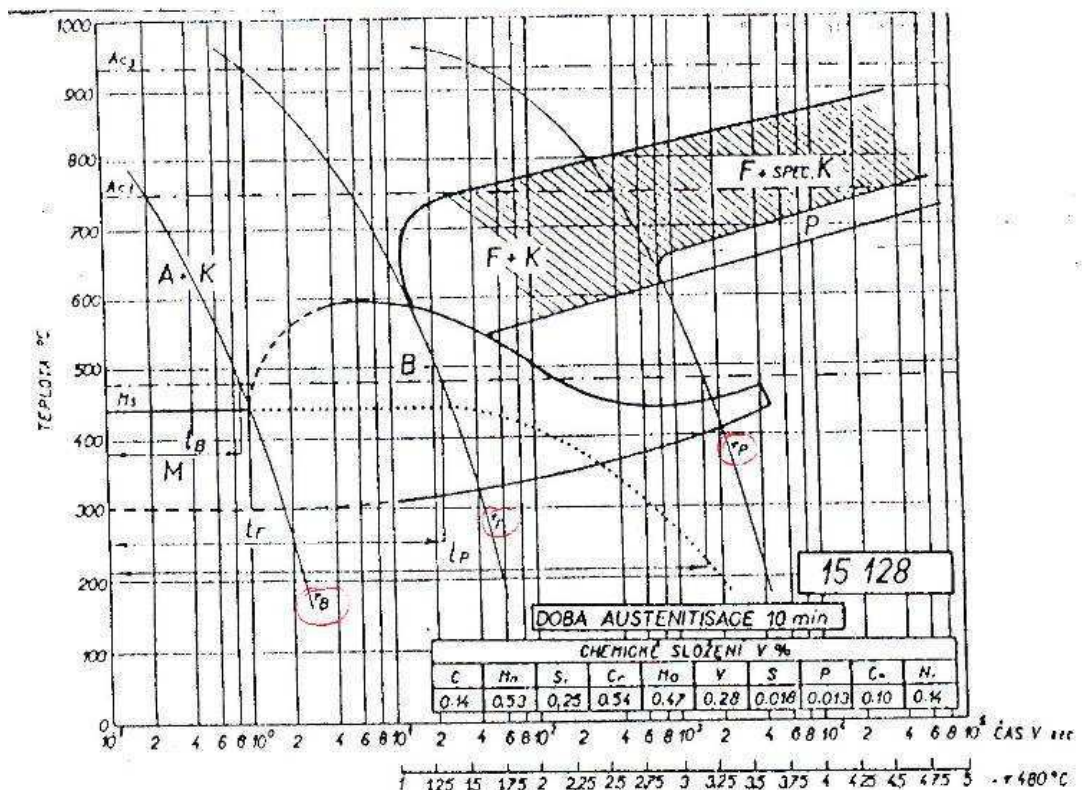
Nelegované oceli													
Značka	chemické složení v hm%												
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S	Al min.	Mo	V	W	
11 364	0,2	max. 0,60	0,35	0,3	0,3	0,3	0,045	0,045					
11 366	0,15	min. 0,40	0,35	0,3	0,3	0,3	0,04	0,04					
11 368	0,15	min. 0,40	0,35	0,3	0,3	0,04	0,04	0,04	0,015				
11 375	0,2					0,05	0,05						
11 378	0,16						0,045	0,045	0,02				
11 416	0,2	min. 0,50	0,35	0,3	0,3	0,3	0,04	0,04					
Vysokolegované chromové oceli													
17 116	max. 0,15	0,30 - 0,60	0,25 - 1,00	8,0 - 10,0						0,90 - 1,10	0,045	0,045	
VN 91	0,08 - 0,12	0,30 - 0,60	0,20 - 0,50	0,38,0 - 9,50	max. 0,40					0,85 - 1,05	0,18 - 0,25	0,04	Nb 0,06 - 0,1 N 0,030 - 0,070
17 126	0,16 - 0,22	0,60 - 1,00	max. 0,60	11,0 - 12,5	0,50 - 1,00					0,80 - 1,20	0,20 - 0,30	0,04	0,015
T 60	0,20 - 0,25	max. 0,80	max. 0,60	11,5 - 12,5	1,30 - 1,80					0,40 - 0,60	0,15 - 0,25	0,60 - 1,00	Ti 0,20 - 0,50
Austenitické chromniklové oceli													Ti
17 240	max. 0,07	max. 2,00	1	17,0 - 20,0	9,0 - 11,5								
17 247	max. 0,08	max. 2,00	1	17,0 - 19,0	9,5 - 12,0								MIN 5% C
17 248	max. 0,10	max. 2,00	1	17,0 - 19,0	9,5 - 12,0								MIN 5% C
17 249	max. 0,03	max. 2,00	1	17,0 - 20,0	10,0 - 12,5								
17 331	0,07 - 0,15	0,40 - 1,00	0,20 - 0,80	12,0 - 15,0	11,0 - 14,0					0,7 - 1,5	0,3 - 0,8	1,0 - 2,0	max. 1,0
17 335	max. 0,12	1,00 - 2,00	0,8	13,5 - 16,5	34,0 - 38,0							2,7 - 3,7	1,2 - 1,9
Austenitické manganchromové oceli													
17 481	0,05 - 0,12	17,0 - 20,0	0,25 - 1,00	7,0 - 9,0	max. 0,30								0,20 - 0,80
17 482	0,05 - 0,12	17,0 - 20,0	0,25 - 1,00	9,5 - 11,5							0,45 - 0,75		
17 483	0,05 - 0,12	17,0 - 20,0	0,25 - 1,00	7,0 - 9,0						0,50 - 0,70	0,45 - 0,75		
Austenitické vytvrditelné žárovevné oceli (naší produkce)													
AKRNS	0,8	1,0 - 2,0	0,5	14,0 - 16,0	35				0,8 - 1,4			3,0 - 3,5	1,4 - 1,8 B 0,008
AKRN	0,8			15	35				0,5			3	1,5
ATV3R	0,8	17,0 - 20,0	0,8	0,6	11				2,0 - 3,0			20	

3 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ

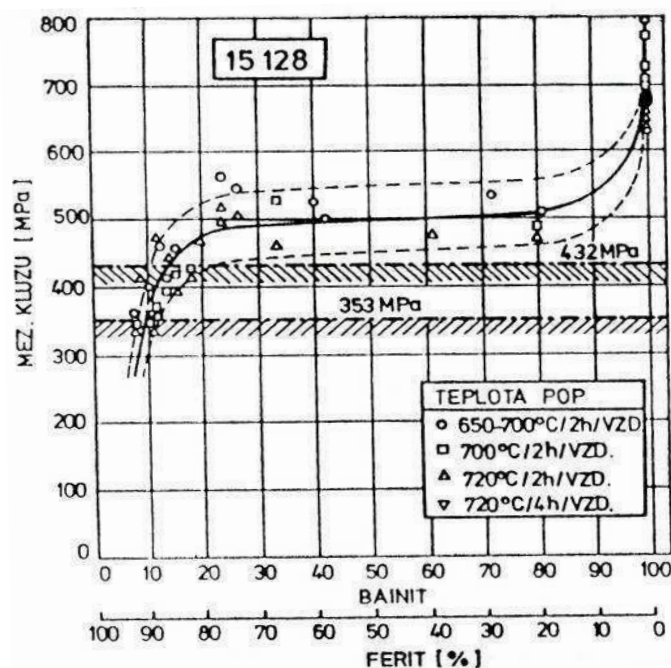
Nízkolegované žárovevné oceli

Tepelné zpracování se u žárovevných ocelí skládá z ohřevu na teplotu kalení, v této fázi dochází k austenitizaci, následně se kalí v oleji nebo ve vodní mlze. Je možno použít také proud vzduchu. Jednotlivé způsoby ochlazování jsou závislé na velikosti a tvaru, tedy složitosti součásti. Po ochlazení, dochází k popouštění vyššími, než pracovními teplotami. Během popouštění dochází k precipitaci karbidů. Teplota austenitizace se pohybuje v rozmezí (950-980) °C. Při tomto úkonu dochází k rozpouštění karbidické fáze a dochází k homogenizaci austenitu. Přidáváním legujících prvků zpomalíme rychlost transformace feritu na austenit, a tím snížíme také koeficient difuzního uhlíku

v austenitické struktuře. Znamená to tedy, že rozpouštění karbidů a dalších fází je významným způsobem ovlivňováno rychlostí difuze uhlíku s legujícími prvky v austenitické struktuře. Uvádí se, že rychlost difuze uhlíku je v austenitu tři až čtyři krát vyšší, než rychlosti difuze legujících prvků. Při delších výdržích ve fázi austenitizace dochází k vysokému hrubnutí zrn, které nežádoucí, jelikož velice snižuje odolnost proti teplotnímu tečení. Na druhou stranu, kdy prodlevy zkrátíme a vydržíme na austenitizační teplotě po kratší dobu, vznikne nám v CrMoV oceli austenitická struktura s nízkým obsahem legur, které se vážou na nerozpouštěné minoritní fáze či do jejich blízkosti. Tím dochází ke vzniku správných podmínek pro heterogenní nukleaci při ochlazování této fáze. Z Obr. 7 je patrné, že při ochlazování z teploty austenitu prakticky nelze docílit oblasti martenzitu, protože křivka Bs je výrazně posunuta doleva. Pokud ochlazujeme obvyklou rychlostí, dochází k tvorbě bainitické struktury a někdy může při zhoršených podmínkách vzniknout struktura feriticko-bainitická. U žárovevných chromových ocelí je nejlepší struktura pro kalení horní bainit. Ten pokud popustíme, vznikne struktura o vhodných mechanických a žárovevných vlastnostech. [14]



Obr. 7 - Diagram ARA oceli s 0,5 hm% Cr, 0,5 hm% Mo a 0,25 hm% V [14]



Obr. 8 - Znázornění statické závislosti meze kluzu oceli 15 128

(typ 0,5Cr-0,5Mo-0,25V) v popouštěném stavu na obsahu feritu ve struktuře [19]

Na Obr. 8 je vidět, že nejvhodnější teplota pro popouštění je 720°C. Literatura uvádí, že mez kluzu ovlivňuje u nízkoaligovaných žárovevných ocelí tepelné zpracování. Při zkouškách s ocelí z obr. 8 byla zjištěna závislost meze kluzu a meze pevnosti při tečení. Pokud se zvedne mez kluzu při 20 °C z 275 MPa na 550 MPa, dojde ke zdvojnásobení meze pevnosti při tečení za dobu 100 000 hodin při teplotě 575 °C. Zvýšit mez kluzu je možné zvýšením ochlazovací rychlosti z fáze austenitu, při čemž nám vznikne struktura o vysoké hustotě dislokací. Při popouštění dochází k precipitaci karbidů vanadu převážně v okolí dislokací, tím vzniká velký počet jemných částic, které jsou od sebe v menší vzdálenosti, a tím docílíme jemnější struktury a výrazně zvýšíme mez kluzu. Oceli, které obsahují 2,25 hm. % chromu a 1% molybdenu ovlivňuje mez kluzu žárovevnosti pouze při nižších teplotách než 500 °C. Důvodem je proměnná rozměrová stálost sekundární fáze Oceli z Obr. 7 tvoří karbidy VC, u ocelí 2,25C-1Mo karbidy Mo₂C a Cr₇C₃. Tyto karbidy mají vysokou rychlost hrubnutí a tím dochází ke snížení počtu částic, a následně ke zvětšení vzdáleností mezi těmito částicemi. Právě tehdy dochází ke snížení žárovevnosti. [14]

Žíhání po svařování:

Pokud chceme docílit co nejlepších výsledků mechanických vlastností žárovevných ocelí, které jsme svařovali, musíme ihned po svařování přistoupit k žíhání. Tím jsme schopni přetvořit změny v TOO svaru vytvořené vysokým teplem při svařování. Tento proces označujeme jako PWHT – Post Weld Heat Treatment. Snažíme se zde tedy o snížení zbytkových napětí, abychom dosáhli požadované struktury a nedocházelo k pozdějším deformacím svařence vlivem pnutí v materiálu. U heterogenních svarových spojů se žíhací teplota volí podle prvku s vyšším obsahem legur. Strukturou u vysokolegovaných ocelí je popuštěný martenzit, dále karbidy a karbonitridy. Žíhací teploty volíme v rozmezí (700 – 760) °C při následném ochlazování po dobu dvou, až čtyř hodin. Výjimečně se ochlazuje i delší dobu, ku příkladu deset hodin. Tepelně ovlivněná oblast (Heat Affected Zone –HAZ) se dělí na několik oblastí. Jednotlivé hranice nejsou ostré, ale jde zde o plynulý přechod z pásma ztavení hned u přídavného kovu, až po samotný základní materiál. Každá z těchto oblastí vyniká svou charakteristickou strukturou a vlastnostmi. Jednotlivé oblasti jsou v následujícím výčtu. [18]

Oblast částečného natavení (Liquid-solid transtition zone):

Zde se jedná o oblast sousedící se svarovým kovem o maximální teplotě (Peak Temperature) T_{max} . V této oblasti se vyskytuje tavenina a austenit a tím dochází k natavení základního materiálu a jeho následnému pronikání do svarového kovu. [14]

Hrubozrnná oblast (Coarse-grained zone):

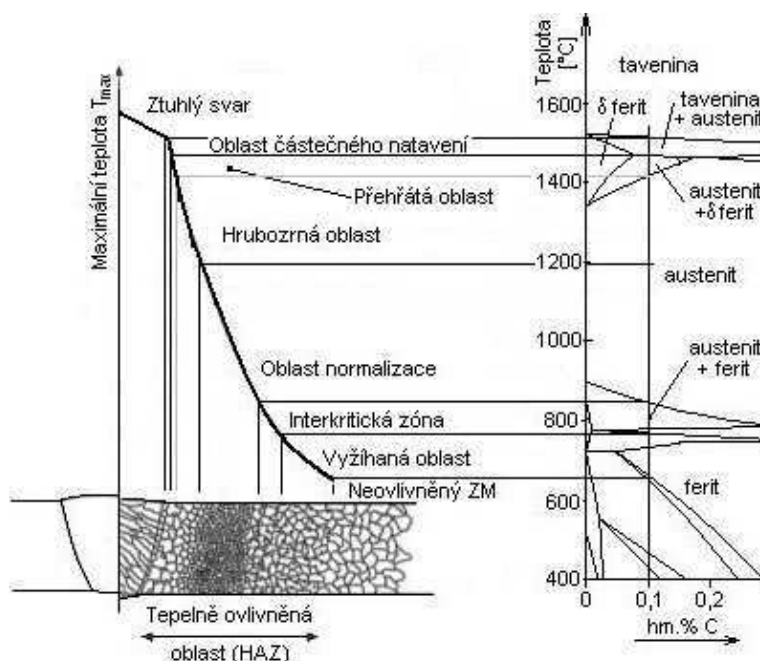
Je oblastí sousedící s pásmem ztavení a nazýváme ji přehřátou oblastí, protože v ní dochází k vytváření nežádoucího feritu delta. Hrubozrnná z důvodu, že zde dochází k rozpuštění precipitátů, které brání růstu zrna austenitu za nižších teplot. Proto dochází k výraznému hrubnutí zrn v této oblasti. Ochlazováním se v této oblasti u ocelí s nízkým obsahem chromu tvoří bainiticko-martenzitická struktura. V ocelích (9-12) % Cr se vytváří struktura martenzitická. Typickým ukazatelem hrubozrnné oblasti jsou nejvyšší naměřené hodnoty tvrdosti a nejnižší naměřené hodnoty houževnatosti. [14]

Oblast normalizace:

V nižších teplotách okolo 1200 °C se struktura skládá z austenitu a malého množství precipitátů, které omezují růst zrn austenitu. Při chladnutí poté vzniká jemnozrná bainitická, či martenzitická struktura. Oblast normalizace je nejslabším místem svarových spojů při creepových zkouškách. Při provozním zatížení při nižších teplotách dochází v tomto místě k tvorbě trhlin IV. typu. [14]

Interkritická oblast:

Nachází se mezi teplotami AC_1 a AC_3 , jejím následkem je neúplná transformace feritu na austenit během ohřevu. Nepřetransformovaný bainit s martenzitem je využíván při tepelném cyklu svařování. Určitý díl precipitátů se rozpustí a během následujících teplených zpracování po svařování dojde ke zhrubnutí předtím nerozpuštěných částic. Po provedeném ochlazení máme strukturu jemnou s nejnižšími hodnotami tvrdosti z celého svarového spoje. I zde se mohou vytvořit trhlinu IV. typu. [14]



Obr. 9 - Schéma tepelně ovlivněné oblasti svaru oceli 15 128 (typ 0,5Cr-0,5Mo-0,25V) [14]

Vyžíhaná oblast:

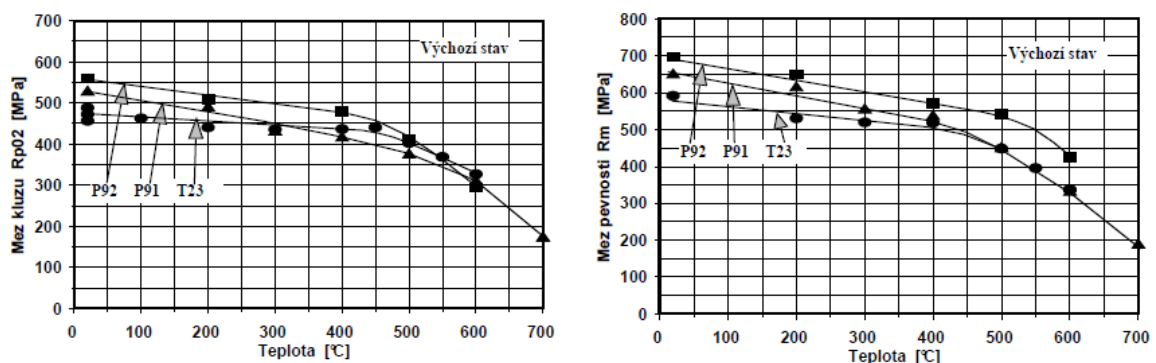
Charakteristickým rysem této oblasti je nižší tvrdost a jsou zde hrubé precipitáty kvůli vyššímu koeficientu difuze při daných teplotách. Teplota T_{\max} se zde blíží teplotě A_{c1} a struktura zde nemusí prodělat fázovou transformaci. Struktura je zde pouze lokálně přehřátá oproti základnímu materiálu s nižší teplotou. [14]

Neovlivněný základní materiál:

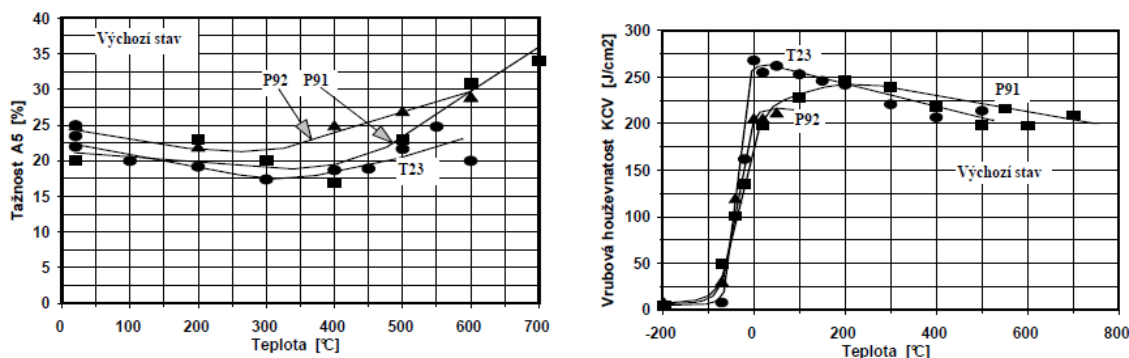
Neovlivněný materiál se vyskytuje zhruba do teploty 700 °C. Právě do této teploty jsou změny struktury nevýrazné. I přesto se tato oblast musí hlídat, aby nedošlo především u nízkolegovaných ocelí ke změnám struktury a tím snížení odolnosti vůči teplotnímu creepu. [14]

Vysokolegované žárovevné oceli (P91, P92)

Vysokolegované modifikované žárovevné chromové oceli P91 a P92 jsou ve výchozím stavu velice podobných mechanických vlastností. Avšak pokud zavedeme tepelné zpracování, začínají se vykazovat odchylky. Při teplotě od 600 °C můžeme sledovat pokles naměřených hodnot pevnosti. Mění se také hodnoty vrubových houževnatostí a tažnosti. Tyto změny jsou znázorněny v grafech převzatých z literatury [23], kdy se sledovala závislost dlouhodobého žíhání, měření byla prováděna také pro ocel T23, což je ocel určená pro kotlové a přehřívákové trubky. Není však vhodná pro vysoké teploty jako výše zmíněné oceli, protože dochází k výraznému hrubnutí zrn během žíhání. [23]



Obr. 10 – Teplotní závislost meze kluzu a meze pevnosti [23]



Obr. 11 – Teplotní závislost tažnosti a vrubové houževnatosti [23]

Je zřetelné, že u oceli P91 dochází k malému poklesu hodnot pevnosti. Dále lze rozpoznat mírné zvýšení tažnosti vlivem dlouhodobého žíhání. U oceli P91 dochází na počátku žíhání k mírnému vytvrzení, které je následováno poklesem tvrdosti po určité době. Pokles tvrdosti se projevuje až po době 10 000 hodin, kdy dosáhne původních hodnot. Tato sledovaná zvýšená tvrdost je způsobena vyšším obsahem vanadu v oceli. [23]

Ocel P92 se chová při vysokoteplotním creepu podobně jako ocel P91. Při zkouškách mikrostruktury bylo zjištěno, že množství intermetalických fází je podobného rozsahu. Je potřeba vzít v potaz, že vyšší obsah wolframu u P92 zvyšuje riziko vylučování těchto fází. [23]

4 SVAŘITELNOST ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ

4.1 POJEM SVAŘITELNOST OCELI

Pojem svařitelnost oceli zahrnuje složitou problematiku zabývající se vlastnostmi kovů a slitin při procesu svařování. Nutně zde musíme brát v potaz vlastnosti základního a svarového kovu, použité metody svařování a výrobní podmínky. Důležitá je i konstrukce svařence. Při nedostatečně svařitelnosti dochází k praskání základního kovu především v okolí svaru.

Normy ISO definují svařitelnost následovně: „Kovový materiál se považuje za svařitelný do určitého stupně při daném způsobu svařování a pro daný účel, lze-li odpovídajícím technologickým postupem svařování dosahovat kovové celistvosti svarových spojů tak, že tyto spoje vyhovují technickým požadavkům, jež se týkají jak vlastností samotných spojů, tak i vlivu těchto spojů na konstrukční celek, jehož součástí tyto spoje jsou.” [1]

Vlastnosti materiálu základního a svarového kovu:

- chemické složení
- mechanické vlastnosti
- mikrostruktura
- oxidační schopnosti
- míra absorpce plynů
- míra schopnosti oxidace
- chování za zvýšených a vysokých teplot
- náchylnost ke vzniku trhlin
- metalurgické reakce svarového kovu se struskou a vliv ochranné atmosféry
- precipitační vytvrzování
- transformace struktur

[12]

Použitá metoda svařování a výrobní podmínky:

- množství vneseného tepla do svarového spoje
 - příprava a čistota svarových ploch
 - použité svařovací parametry
 - tavné, či tlakové svařování
 - ochrana svarových ploch a místa svaru
 - průměry přídavných materiálů
 - interpass teplota
 - tepelné zpracování
 - zvolené pořadí prováděných svarů
 - použití dodatkových metody pro snížení zbytkových vnitřních napětí
 - konečné tepelné zpracování
 - způsoby kladení svarových housenek
- [12]

Parametry udané konstrukcí svařence:

- počet svarů v celé konstrukci
 - druh použitých svarů
 - rozmístění svarů v konstrukci
 - hromadění svarových spojů na uzlových bodech
 - tloušťka svarových spojů
 - zbytková napětí ve svařenci
 - tuhost vytvářené konstrukce
 - deformace tvořené konstrukce
 - přechody tloušťek materiálů v okolí svarů
 - konstrukční vruby v okolí svarů
- [12]

4.2 SVAŘITELNOST ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ

U žárovevných ocelí je možno pro svařování využít všechny technologie svařování používané u nelegovaných ocelí. Pouze svařování plamenem je postupně vytlačováno, jelikož zde byl problém s kontrolou chemického složení a celistvosti svarů. Nejlepších vlastností pro svařování dosáhneme tepelným zpracováním, kdy se materiál popouští. Žáropevné oceli nesmí překročit tvrdost 350 HV10 a nesmí obsahovat trhliny ani při nežáhaném stavu. Tyto podmínky se využívají především u složitých svařenců, jako jsou pro příklad membránové stěny, kdy už po svaření není možno tento kus dále tepelně zpracovávat. V případě membránových stěn svařovaných bez předehřevu se klade velký důraz na výběr přídavného materiálu, jelikož musí být plastický a zároveň žáruvzdorný.

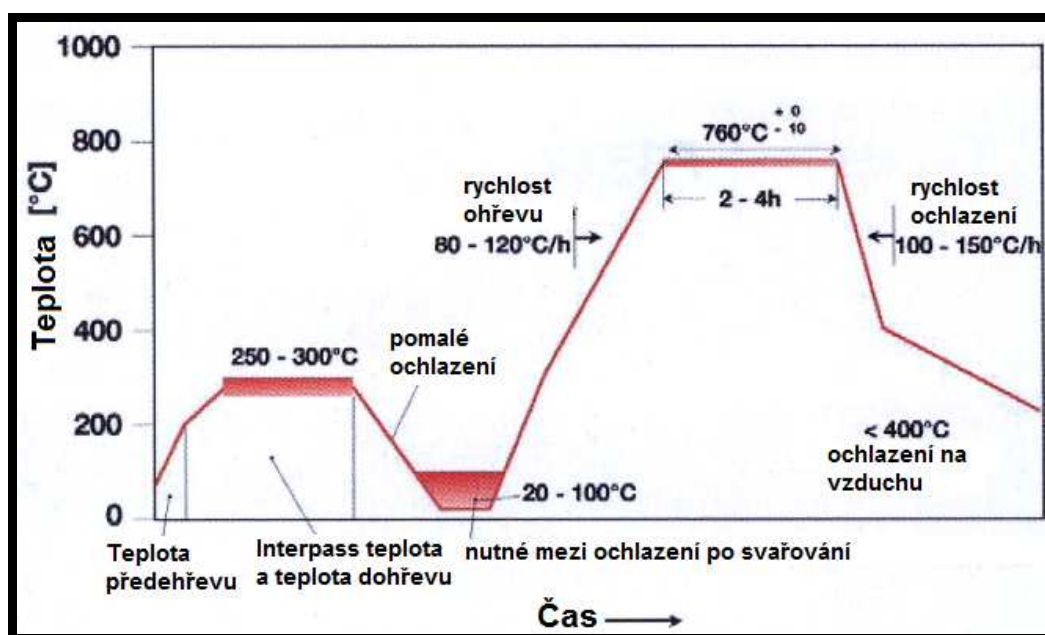
Svařitelnost u nízkoalegovaných ocelí závisí na mnoha činitelích, a to chemické složení, metalurgie výroby, čistým strukturním stavem oceli, svarového kovu a všech oblastí, které jsou teplem ovlivňovány. [21]

U modifikovaných vysoce legovaných ocelí je svařitelnost značně limitována. To je způsobeno především vlivem uhlíkového ekvivalentu, který je u těchto materiálů vysoký, a proto jsou náchylné k zakalení a vzniku trhlin. Velkým problémem jsou u těchto ocelí trhliny studené. Vznikají v TOO a stejně tak i ve svarovém kovu. Abychom docílili snížení rychlosti ochlazování, při němž dojde k lepší difuzi vodíku, musíme při svařování přistoupit k předehřevu, důkladně kontrolovat Interpass teplotu a vyžadujeme také dohřev případně v zábalu. Při svařování oceli musíme volit přídavný materiál podobný chemickému složení oceli. U těchto typů oceli dodržujeme předehřev minimálně 200°C, avšak je zde důležité hlídat Interpass teplotu. Při experimentu, který je uveden v druhé části práce byla mezihousenková teplota maximálně 300°C, a dohřev se prováděl v zábalu pro dobu dvou hodin při teplotě 250 °C.. V případech heterogenních spojů se teplota předehřevu volí dle hůře svařitelného materiálu a zde se doporučuje předehřev na teplotu vyšší. Po těchto úkonech přichází na řadu popouštění po svařování (PWHT). [21]

Modifikované oceli s 9 % chromu se vyznačují oproti ocelím s 12 % chromu těmito přednostmi a rozdíly: [21]

- díky nižšímu obsahu uhlíku dosahuje vzniklý martenzit nižších tvrdostí, a proto můžeme snížit teplotu předehřevu a mezi housenkovou teplotu
- oceli s menším obsahem chromu jsou méně náchylné ke vzniku studených trhlin
- dále mají 9% oceli menší náchylnost k tvorbě trhlin při volném ochlazování až na teplotu okolí i u hrubostěnných svařenců
- jsou odolnější proti koroznímu praskání svarů

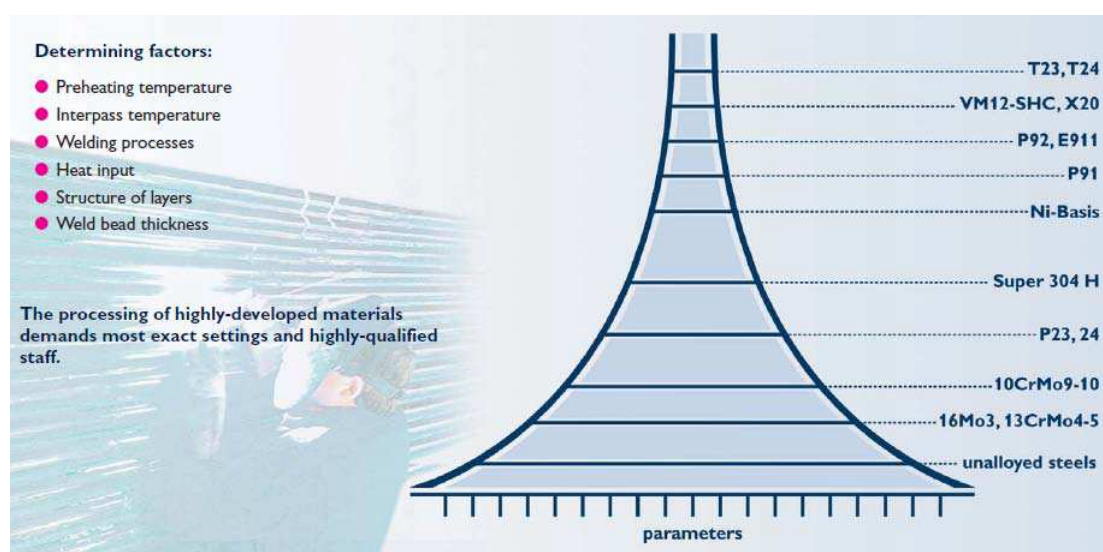
Výrobce přídatných materiálů Böhler doporučuje u ocelí s 9-ti až 12-ti procenty chromu následující průběh teplot při svařování a následném tepelném zpracování.



Obr. 12 – Teplotní cyklus svařování a tepelné zpracování po svařování pro oceli P91, P92, E911 [21]

4.3 Parametry ovlivňující svařitelnost žárovevných ocelí

Tyto parametry můžeme rozdělit na tři níže popsané skupiny, které se od sebe liší například volbami metody svařovacího procesu, prostředím, kde se svařované plochy nacházejí, či metalurgickými předpoklady jednotlivých materiálů a rozličností výrobních podmínek. Na Obr. 13 vidíme grafické znázornění složitosti dosažení nutných svařovacích kritérií jako teploty přehřevu, teploty interpas, metody svařování, vneseného tepla, struktury jednotlivých vrstev, či tloušťky housenky. Vidíme zde, že oceli P91, P92 patří ke skupině obtížněji svařitelných.



Obr. 13 - Složitost kritérií pro svařování různých ocelí [20]

5 OBLOUKOVÉ SVAŘOVÁNÍ V OCHRANNÉM PLYNU

V dnešní době je problematika svařování v ochranných plynech velice probíraným a zkoumaným tématem. Stále větší poptávka pro svařovaných konstrukcích se projevuje především u metody MIG/MAG, kterou se ve stále větším množství nahrazuje svařování ruční obalenou elektrodou. Například hliníkové konstrukce se svařují metodou MIG s pulzní charakteristikou proudů, MIG/MAG metoda je zároveň nejvíce používaná metody v automatizovaných provozech, tedy výrobních linkách s automatizovaným provozem. Při svařování trubkových systémů v chemických a tepelných zařízeních je nejpoužívanější

metodou metoda WIG ve variantě ručního, či automatizovaného orbitálního svařování.

Při obloukovém svařování ochrannými plyny dochází k hoření oblouku, který je obklopen ochrannými plyny. Tyto plyny mají za úkol chránit elektrodu, oblouk a odtažující se kapky zvoleného přídavného materiálu před okolní atmosférou. Tedy před působením vzdušného kyslíku a dusíku. Stejně tak chrání i tavnou lázeň. Jednotlivé metody a technologie se rozdělují dle druhu použité elektrody a ochranného plynu.

5.1 Svařování ocelí metodou 141

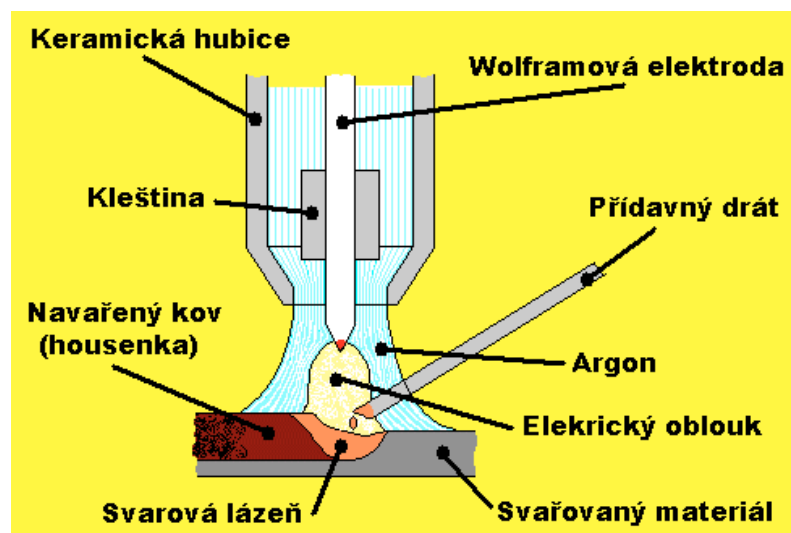
Při svařování touto metodou dochází k hoření oblouku mezi tavící se elektrodou a základním materiálem. Ochranu tavné lázně a elektrody nám zajišťuje velice čistý netečný plyn, kdy je čistota požadována na 99,995 %. Používají se plyny argon, helium, a jejich směsi. Metodou TIG je možno svařovat jak ručním způsobem, kdy si podáváme přídavný materiál ručně, nebo může být automatizovaná, kdy je zařízení vybaveno podavačem drátu, který automaticky přizpůsobuje rychlost podávání drátu dle postupu svařování. Metodou TIG jsme schopni svařovat hořčík, hliník a jejich slitiny při použití střídavého proudu. Středně legovanou a vysokolegovanou ocel, nikl, měď, molybden a další jsme schopni svařovat za použití stejnosměrného proudu. Dále můžeme spojovat i obtížně svařitelné materiály jako titan a zirkon.

Je zde také možnost vytvářet nehomogenní spoje materiálů jako ocel s mědí, bronzem a niklovými slitinami. Dále můžeme provádět návary při opravách a renovacích například nástrojových ocelí, kobaltových a niklových tvrdonávarů. Metoda TIG se velmi rozšiřuje z důvodu velkého objemu aplikací, jelikož jsme tímto postupem dosáhnout vysoké kvality spojů, operativně měnit zařízení svařovacího procesu a je zde možnost přepracování na automatizované svařování pomocí robotů. [28]

5.2 Princip metody 141 (TIG, WIG)

Jak jsem již zmiňoval výše, dochází k hoření elektrického oblouku za působení netavící se elektrody v ochranné atmosféře netečného plynu. Oblouk hoří mezi netavící se elektrodou a základním materiálem. Zamezení netavení elektrody se provádí volbou materiálu elektrody, kdy elektroda odolává velmi vysokým teplotám díky materiálu, jímž je wolfram. Tato wolframová elektroda je upnuta v kleštině, která je součástí hlavice TIG hořáku. Kleština přenáší elektrický proud do elektrody. Okolo kleštiny a elektrody proudí

ochranný plyn, který je přiváděn do hlavice a dále hubicí vychází ven do místa svařování, kde vytvoří požadovanou netečnou atmosféru. Díky vytlačení vzduchu zde dochází k lepšímu zapalování oblouku a zamezení přístupu vzdušného kyslíku a dusíku do svarové lázně. Samotné svařování může být provedeno pouhým roztavením svařovaných základních materiálů, nebo můžeme být přidáván materiál dodatečně v podobně svařovacích drátů, které musí být podobného složení jako základní svařované základní materiály. Při ručním podávání přídatného materiálu drží svářeč drát v druhé ruce a postupně dle potřeby přidává kov po kapkách do svarové lázně. Tento postup je nazýván ruční TIG svařování. O automatizovaném svařování TIG hovoříme v případě, že je hořák upnut ve svařovacím robotu a všechny operace, tedy vedení a podávání drátu, jsou řízeny automaticky. Proces může být také částečně automatizován, kdy svářeč drží svařovací hořák, který m však posuv přídatného materiálu zajištěn skrze bovden motorem hnaným podavačem drátu. [29]



Obr. 14 – Schéma svařování metodou TIG [29]

6. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

6.1 Parametry technologie svařování zkušebních svarových spojů

Zkoušky svarových spojů byly provedeny na čtyřech vzorcích. Jedná se o desky z materiálu P92 (X10CrWMoVNb9-2) o tloušťce 8mm. Chemické složení svařovaného materiálu je v Tab. 5. Svarový spoj je proveden metodou 141, která je popsána v teoretické části. Přídavný materiál a jeho chemické složení je uvedeno v Tab. 7. Svarové spoje byly podrobeny nedestruktivním a destruktivním zkouškám. Z nedestruktivních zkoušek se prováděla zkouška vizuální, zkouška kapilární a zkouška prozařováním rentgenovými paprsky. Z destruktivních zkoušek byly provedeny mikrostruktury a makrostruktury, dále zkouška tahová, ohybová, zkouška rázem v ohybu a bylo provedeno měření tvrdostí TOO.

Tab. 5 - Chemické složení materiálu P92 (X10CrWMoVNb9-2) – základní materiál

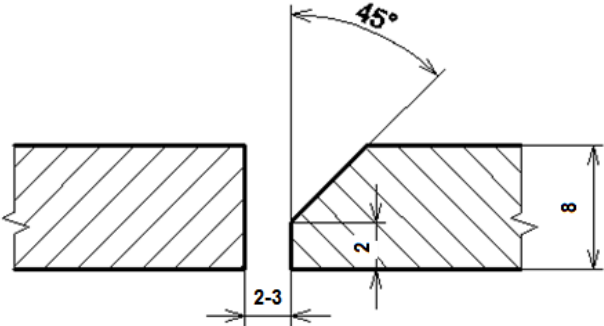
C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %
0,093	0,50	0,32	0,020	0,0030	0,10	0,206	8,62	0,517
V	Ti	W	Al-c	Nb	Co	B	As	Sn
hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %
0,196	<0,004	1,56	0,012	0,064	0,023	0,0021	0,009	0,007
Pb	Sb	N	O	H	Bi			
hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %	hm. %			
0,003	0,018	0,033	0,004	0,7	<0,003			

Označení zkušebních svarových desek:

Deska č. 1 – P92-1 (tepelné zpracování 760 °/ 1 hodina)
 Deska č. 2 – P92-2 (tepelné zpracování 760 °/ 2 hodiny)
 Deska č. 3 – P92-3 (tepelné zpracování 760 °/ 3 hodiny)
 Deska č. 4 – P92-4 (tepelné zpracování 760 °/ 4 hodiny)

Parametry svařování zkušebních spojů:

Tab. 6 - Svařovací parametry zkušebních spojů

Rozměry svarového spoje	
Svařovací poloha	PA
Přídavný materiál	WT20 , Thermanit MTS 616 (EN 12070 – WZ CrMoWVNb) 2,4 x 1000 mm, výrobce: Boler Uddeholm CZ
Ochranná atmosféra	Argon 4.8, množství 12 l/min
Svařovací proud	110 – 140 A
Svařovací napětí	13 V
Rychlost svařování	0,8 - 1,5 mm·s ⁻¹
Tepelný příkon	0,7 – 1,2 kJ·mm ⁻¹
Teplota předehřevu	200 °C
Interpass teplota	max. 300 °C
dohřev	250 °C/2h

Tab. 7 - Chemické složení materiálu Thermanit MTS 616 (EN 12070 – WZ CrMoWVNb) – přídavný materiál [30]

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb
0,102	0,27	0,77	0,006	0,005	8,62	0,44	0,44	0,061
		V	N ₂	W	Cu			
		0,184	0,046	1,72	0,03			

Tab. 8 - Mechanické vlastnosti materiálu Thermanit MTS 616 (EN 12070 – WZ CrMoWVNb) – přídavný materiál [30]

Mez kluzu R _e (MPa)	Mez pevnosti v tahu R _m (MPa)	Tažnost A ₅ (%)	Nárazová práce KV (J)
560	720	15	41

6.2 Tepelné zpracování zkušebních svarových spojů

Všechny zkušební svarové desky měly stejný svařovací cyklus při stejných svařovacích parametrech. Dále však byly tyto desky po svařování podrobeny tepelnému zpracování, kde se lišila jeho délka, což je hlavním úkolem experimentu. Tedy získat údaje o závislosti chování materiálu při tepelném zpracování po svařování na čase.

Před svařováním byly desky ohřáty na teplotu předehřevu 200 °C v ohřívací peci, která je součástí svařovny. Během svařování byla hlídána teplota interpass na hranici maximálně 300 °C dotykovým teploměrem. Poté byly vzorky dohřívány v zábalu po dobu 2 hodin při teplotě 250 °C. Přehled tepelného zpracování jednotlivých zkušebních desek je uveden v následující tabulce.



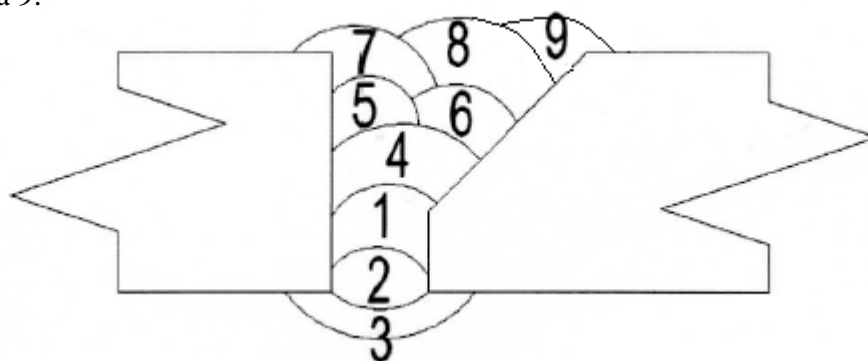
Obr. 15 – Dotykový teploměr [24]

Tab. 9 – Rozpis tepelného zpracování zkušebních desek

Předehřev	200 °C
Interpass	max. 300 °C
Dohřev	250 °C/ 2 h
Tepelné zpracování jednotlivých vzorků	Deska P92/1 – 760 °C/ 1 h Deska P92/2 – 760 °C/ 2 h Deska P92/3 – 760 °C/ 3 h Deska P92/4 – 760 °C/ 4 h

6.3 Svařování zkušebních svarových desek

Zkušební vzorky, tedy desky 1-4 byly svařovány ve svařovně Českého svářečského ústavu, který sídlí v areálu Vysoké školy báňské – TUO. Při svařování zkušebních desek se nejdříve provedlo svaření kořene v poloze PA shora. Poté se svar vybrousil, a svařovala se housenka č. 2, avšak svařenec byl otočen, aby bylo možno svařovat druhou housenku opět v poloze PA shora. Opět se svar vybrousil a provedla se housenka č. 3, což je krycí housenka kořene. Následně se svařenec otočil, a svařila se výplň svaru housenkami 4,5,6,7,8 a 9.



Obr. 16 – Schéma postupu svařování zkušebních vzorků

6.4 NEDESTRUKTIVNÍ ZKOUŠKY ZKUŠEBNÍCH SVAROVÝCH SPOJŮ

Z nedestruktivních zkoušek byly vybrány zkouška prozářením RT a kapilární zkouška PT. Zkoušky byly prováděny v laboratořích BorsodChem, s.r.o v Ostravě-Mariánských Horách dle platných norem.

6.4.1 Zkouška prozářením RT

Zkouška byla prováděna v prozařovně BorsodChem, s.r.o v Ostravě-Mariánských Horách dle normy ČSN EN 1435 a vyhodnocena dle normy ČSN EN 12517, stupně přípustnosti 1. Zkouška byla prováděna v celém rozsahu na rentgenové lampě ERESKO 42 MF. Použitý film byl C4-Agfa D5 VAC (10x40)cm při napětí 170 kV a proudu 4,5 mA. Výsledky zkoušky jsou uvedeny v následující tab. 10.

Tab. 10 – Výsledky zkoušky prozářením RT

Vzorek	Tepelné zpracování	Měrka	Vyhodnocení dle ČSN EN 12517-1	Závěr
P92 – 1	760 °C / 1h	W13	řádek pórů,	vyhovuje
P92 – 2	760 °C / 2h	W13	pórovitost	vyhovuje
P92 – 3	760 °C / 3h	W13	pórovitost,	vyhovuje
P92 – 4	760 °C / 4h	W13	struskový vměstek	vyhovuje

Zkoušce byly podrobeny všechny čtyři zkušební vzorky. V prvním vzorku s tepelným zpracováním o délce 1 hodiny byly zjištěny řádky pórů a pórovitost. Druhý vzorek obsahoval pórovitost a struskový vměstek. Třetí vzorek a čtvrtý vzorek byly opět pórovité. Tyto vady jsou dle ČSN EN 12517, stupně přípustnosti 1 přípustné, a všechny vzorky vyhovují.

6.4.2 Kapilární zkouška

Kapilární zkoušky byly prováděny na všech zkušebních vzorcích v prozařovně firmy Ostrava – BorsodChem MCHZ, s.r.o. dle norem ČSN EN 571 – 1 povrchová, ČSN EN ISO 3452 – 1. Vyhodnocena byla dle ČSN EN ISO 23277- stupeň přípustnosti 1. Provedení bylo na 100 % svarové plochy při teplotě 20 °C, intenzitě osvětlení 1050 lx po dobu 10 minut. Všechny vzorky byly ohodnoceny jako vyhovující.

6.5 Destruktivní zkoušky zkušebních svarových spojů

Z destruktivních zkoušek byly vybrány zkoušky tahem, rázem v ohybu a tvrdosti. Dále zkouška makro a mikrostruktury. Všechny byly provedeny a hodnoceny dle uvedených platných norem.

6.5.1 Tahová zkouška

Zkouška byla provedena na zkušebních vzorcích za teploty 20 °C dle normy ČSN EN ISO 5178. Samotné provedení se řídilo normami ČSN EN ISO 4136. Naměřené

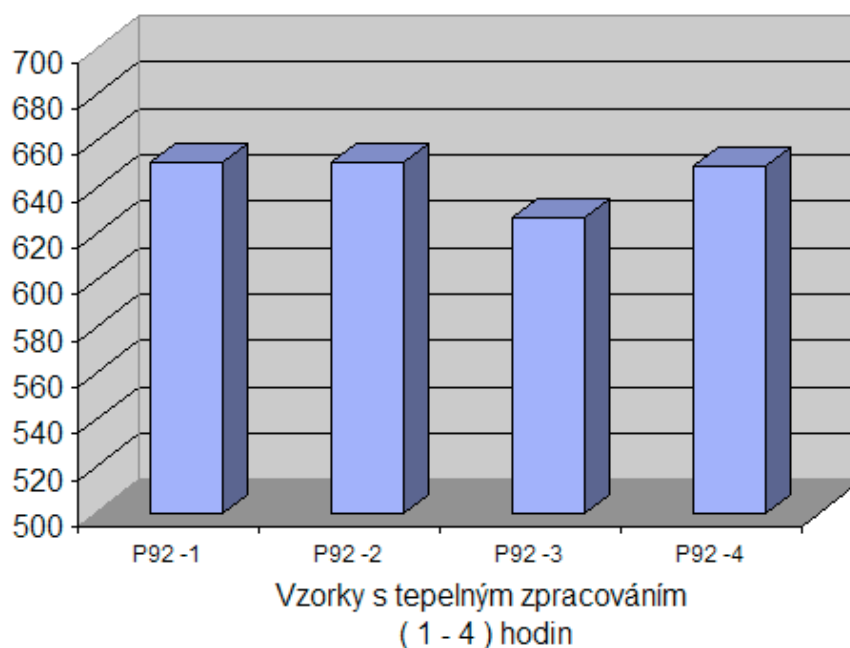
hodnoty jsou uvedeny v tab. 11

Tab. 11 - Naměřené hodnoty při tahové zkoušce

Zkušební vzorek	Tepelné zpracování	Průřez vzorku (mm ²)	Max. zatížení (kN)	Mez pevnosti v tahu R _m (MPa)	Průměrná mez pevnosti v tahu R _m (MPa)
P92 -1	760 °C/ 1 h	200	129	645	651
		195	128	656	
P92 -2	760 °C/ 2 h	195	128	656	651
		200	129	645	
P92 -3	760 °C/ 3 h	195	123	631	627
		192,5	120	623	
P92 -4	760 °C/ 4 h	195	127	651	649
		195,5	126	646	

Graf č. 1- Naměřené hodnoty meze pevnosti v tahu R_m

Hodnoty meze pevnosti v tahu R_m [MPa]



Hodnocení:

Jak je vidět výsledků zpracovaných do grafu, mez pevnosti v tahu nijak výrazně neliší u tepelného zpracování po dobu jedné, dvou a čtyř hodin. Pouze u vzorku P92 – 3, kde byla výdrž na teplotě 3 hodiny je R_m výrazně nižší, a to přibližně o 20 MPa, než v ostatních

případech. Tato výrazná změna pevnosti může být způsobena nezjištěnou vadou u rentgenové a kapilární zkoušky. Jako nejvhodnější z hlediska meze pevnosti v tahu se jeví tepelné zpracování při 760 °C po dobu jedné a půl hodiny.

6.5.2 Zkouška rázem v ohybu

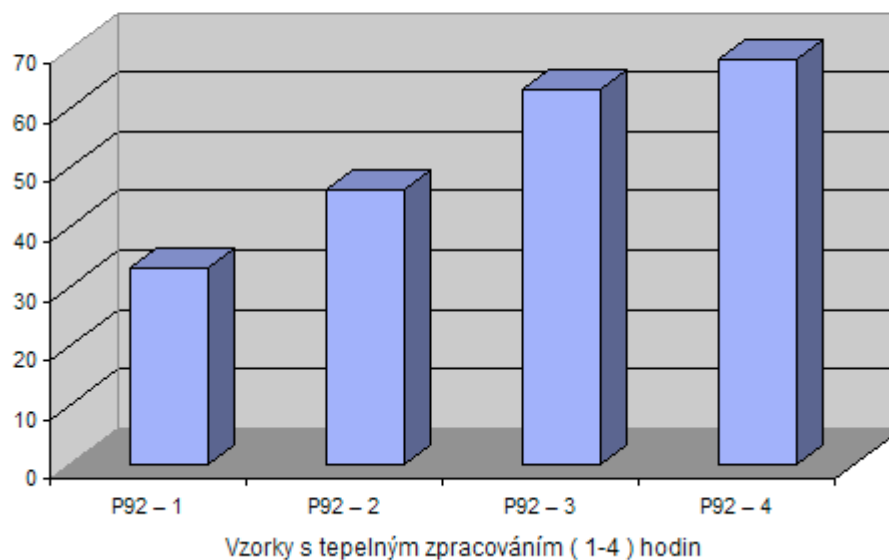
Jednotlivé zkušební svary byly podrobeny této zkoušce při teplotě 20 °C dle ČSN EN ISO 9016. Z jednotlivých zkušebních ploch byly odebrány vzorky takovým způsobem, aby nedošlo k tepelnému ovlivnění. Způsob odběru zkušebních vzorků je udán v normě ČSN EN 875. Norma ČSN EN ISO 15614-1 odstavec 7.4.5 uvádí, že nejnižší hodnota nárazové práce musí být vyšší, než hodnota nárazové práce svařovaných materiálů. Při zkouškách bylo použito kladivo o energii 300 J. Získané hodnoty jsou uvedeny v tab. 12.

Tab. 12 - Naměřené hodnoty nárazové práce KV

Vzorek	Umístění vrubu	Typ tyče	Zkušební teplota [°C]	Nárazová práce [J]	Průměrná hodnota
P92 – 1 (1-3)	VWT 0/2	KV ₂ 10x5	20 °C	39 48 12	33
(4-6)	VHT 2/2	KV ₂ 10x5	20 °C	72 68 69	70
P92 – 2 (1-3)	VWT 0/2	KV ₂ 10x5	20 °C	48 36 54	46
(4-6)	VHT 2/2	KV ₂ 10x5	20 °C	87 76 74	79
P92 – 3 (1-3)	VWT 0/2	KV ₂ 10x5	20 °C	64 60 64	63
(4-6)	VHT 2/2	KV ₂ 10x5	20 °C	73 67 74	71
P92 – 4 (1-3)	VWT 0/2	KV ₂ 10x5	20 °C	71 62 72	68
(4-6)	VHT 2/2	KV ₂ 10x5	20 °C	81 75 77	78

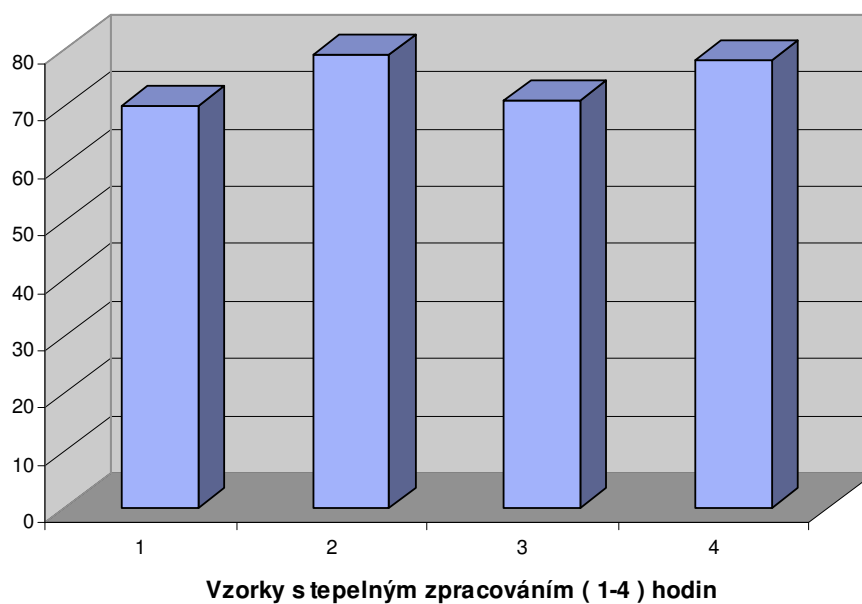
Graf 2 – Závislost nárazové práce na tepelném zpracování ve VWT 0/2

Hodnoty nárazové práce KV [J] - oblast VWT 0/2



Graf 3 - Závislost nárazové práce na tepelném zpracování ve VHT 2/2

Hodnoty nárazové práce KV [J] - oblast VHT 2/2

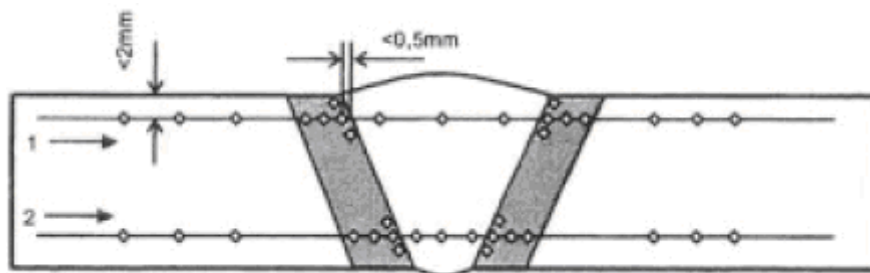


Hodnocení:

Z výsledků grafu je patrné, že nárazová práce u vzorků odebraných z oblasti svarového kovu roste s dobou tepelného zpracování. U vzorků z TOO mimo svarový kov už se tato závislost vytratila. Můžeme zde sledovat také vyšší nárazovou práci než u vzorků odebíraných ve svarovém kovu, a to přibližně o 10 J u tepelného zpracování po dobu dvou a čtyř hodin. Jako nejlepší se zde tedy jeví tepelné zpracování po dobu dvou a čtyř hodin. Vezmeme-li v potaz skutečnosti, že se TOO skládá ze tří pásem, kde nám pásmo přehřátí ve většině případů vykazuje nižší hodnoty nárazové práce, vyšší hodnoty pásmo normalizace a nejvyšší hodnoty pásmo částečné překrystalizace můžeme dojít k závěru, že nevíme, zda byl vrub umístěn z pásma normalizace, či pásma rekrytalizace a to může být zdrojem nelineárních výsledných hodnot v oblasti VHT.

6.5.3 Zkouška tvrdosti

Zkoušky tvrdosti byly prováděny na všech zkušebních vzorcích dle normy ČSN EN ISO 9015-1. Měřen byl druh tvrdosti HV10 při teplotě 20 °C. Na každém svarovém spoji se měřila tvrdost shora 2 mm pod povrchem a poté v kořenové oblasti. Body měření byly umístěny ve všech pásmech TOO, tedy v základním materiálu, tepelně ovlivněné oblasti a také ve svarovém kovu. Schéma měření včetně naměřených hodnot a grafického znázornění jejich průběhů jsou znázorněna v následujících tabulkách a grafech.



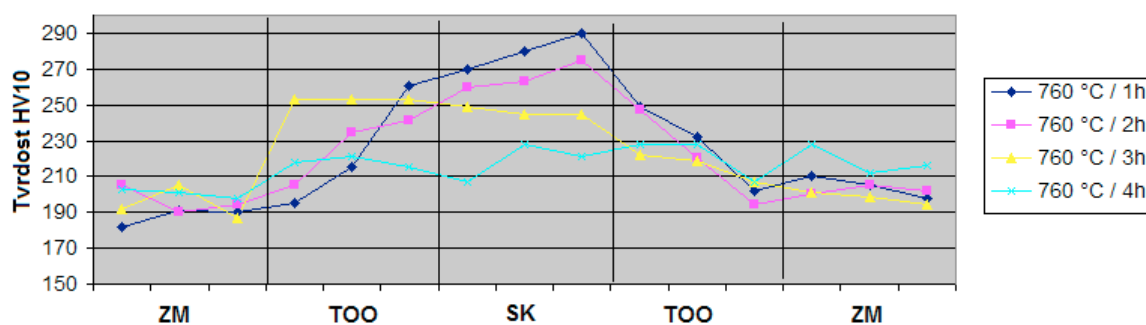
Obr. 17 – Schéma bodů pro měření tvrdosti

Tab. 13 – Naměřené hodnoty tvrdosti jednotlivých svarových spojů

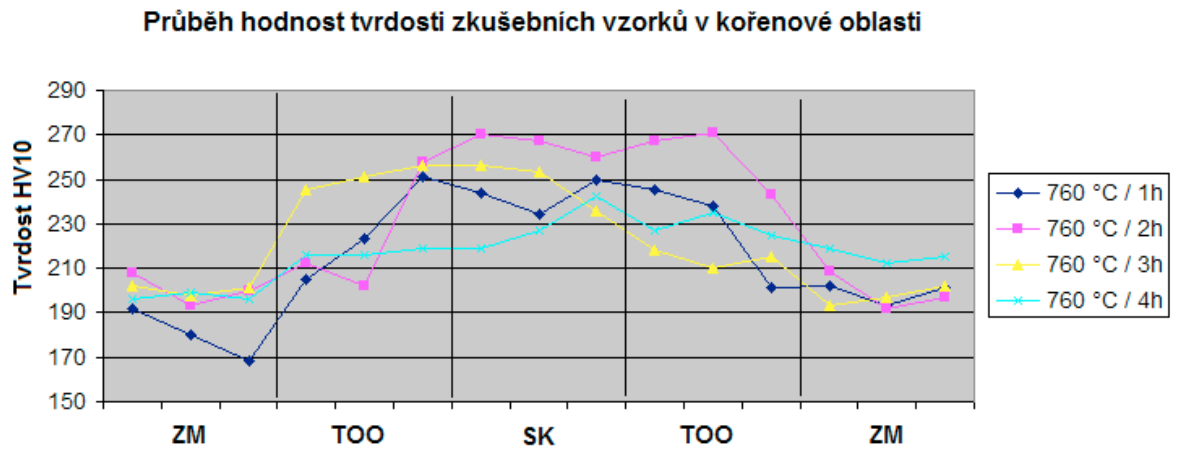
Tepelné zpracování	Místo měření	ZM	TOO	SK	TOO	ZM	
760 °C/1h	1	182 191 190	195 215 261	270 280 290	249 232 202	210 205 198	min 182 max 290
	2	192 180 168	205 223 251	244 234 250	245 238 201	202 193 201	min 168 max 251
760 °C/2h	1	205 190 194	205 235 241	260 263 275	247 220 194	200 205 202	min 192 max 275
	2	208 193 200	212 202 258	270 267 260	267 271 243	209 192 197	min 192 max 271
760 °C/3h	1	192 205 187	253 253 253	249 245 245	222 219 207	201 199 194	min 187 max 253
	2	202 198 201	245 251 256	256 253 236	218 210 215	193 197 202	min 193 max 256
760 °C/4h	1	203 201 198	218 221 215	207 228 221	228 228 207	228 212 216	min 198 max 228
	2	196 199 196	216 216 219	219 227 242	227 235 225	219 212 215	min 195 max 242

Graf 4 – Tvrdost v závislosti na místě odběru shora 2mm pod povrchem této práce

Průběhy hodnot tvrdosti zkušebních vzorků 2 mm pod povrchem shora



Graf 5 – Tvrdost v závislosti na místě odběru v kořenové oblasti této práce



Hodnocení:

Z grafů je patrné, že nejvyšší tvrdosti dosáhneme v kořenové oblasti při tepelném zpracování po dobu dvou hodin. U vzorků měřených shora svaru v hloubce 2 mm byla největší tvrdost naměřena při tepelném zpracování po dobu jedné hodiny. Nejvyšší tvrdost byla u všech vzorků v oblasti svarového kovu a v tepelně ovlivněných zónách již dochází k poklesu tvrdosti. Norma ČSN EN ISO 15 614-1 uvádí maximální povolenou tvrdost u martenzitických svarových spojů, které byly tepelně zpracovávány na 350 HV. Tuto hodnotu jsme nepřekročili při jediném měření, vzorky tedy z hlediska tvrdosti vyhověly všechny.

6.5.4 Zkouška makrostruktury

Zkoušky makrostruktury byly prováděny dle normy ČSN EN ISO 15 614-1. Leptáno bylo leptadlem Adler-Mattinga, které bylo na zkušební vzorek nanášeno potíráním.

Svarový spoj P92 – 1

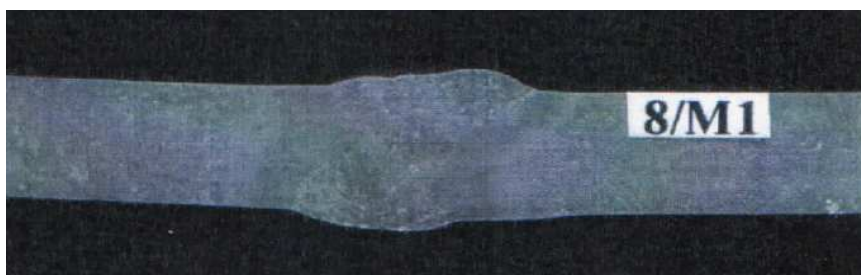
Šířka tepelně ovlivněné oblasti je max. 6,0 mm. Makrostruktura bez vad. Vyhovující.



Obr. 18 – Makrostruktura svarového spoje P92-1

Svarový spoj P92 – 2

V makrostruktuře nebyly zjištěny žádné vady. Šířka TOO je max. 8,0 mm. Vyhovující.



Obr. 19 – Makrostruktura svarového spoje P92-2

Svarový spoj P92 – 3

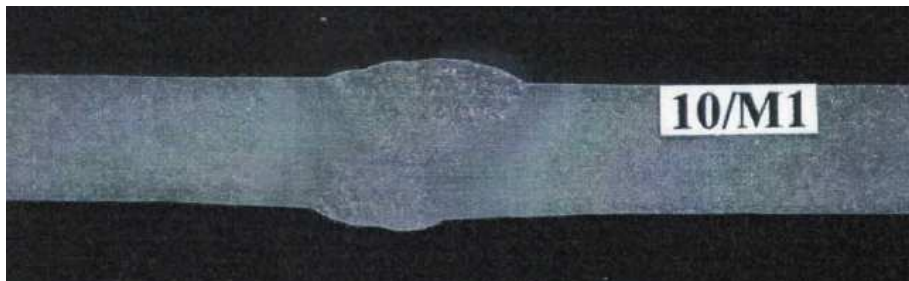
Makrostruktura opět bez vad. Maximální šířka TOO je 5,5 mm. Vzorek je vyhovující.



Obr. 20 – Makrostruktura svarového spoje P92-3

Svarový spoj P92 – 4

Makrostruktura bez vad. Maximální naměřená šířka teplem ovlivněné oblasti je 7,5 mm. Zkušební vzorek je vyhovující.



Obr. 21 – Makrostruktura svarového spoje P92-4

Hodnocení:

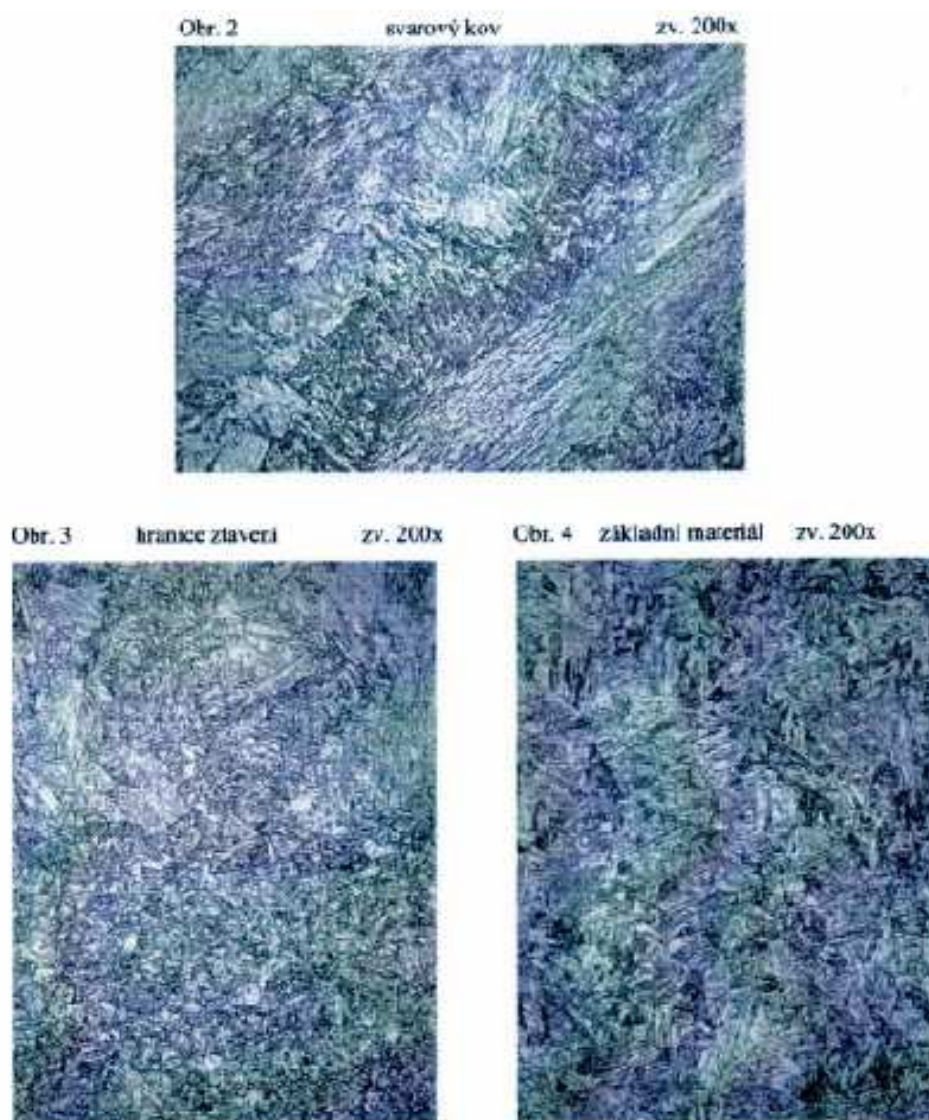
Zkouška makrostruktury hodnocená dle normy ČSN EN ISO 15 614-1 byla u všech zkušebních vzorků s tepelným zpracováním jedné, dvou, tří a čtyř hodin provedena naleptáním leptadlem a následně byla makrostruktura sledována pod dvojnásobným zvětšením. Všechny vzorky jsou bez vad, tedy vyhovující.

6.5.5 Zkouška mikrostruktury

Zkoušky byly prováděny v laboratořích Vítkovice testing center, s.r.o. a vyhodnoceny dle platných norem ČSN 42 0003, ČSN 40 004, ČSN 42 0469, ČSN 42 0240 po leptání leptadlem Villela-Bain. Zvětšení bylo 200 násobné.

Svarový spoj P92 – 1

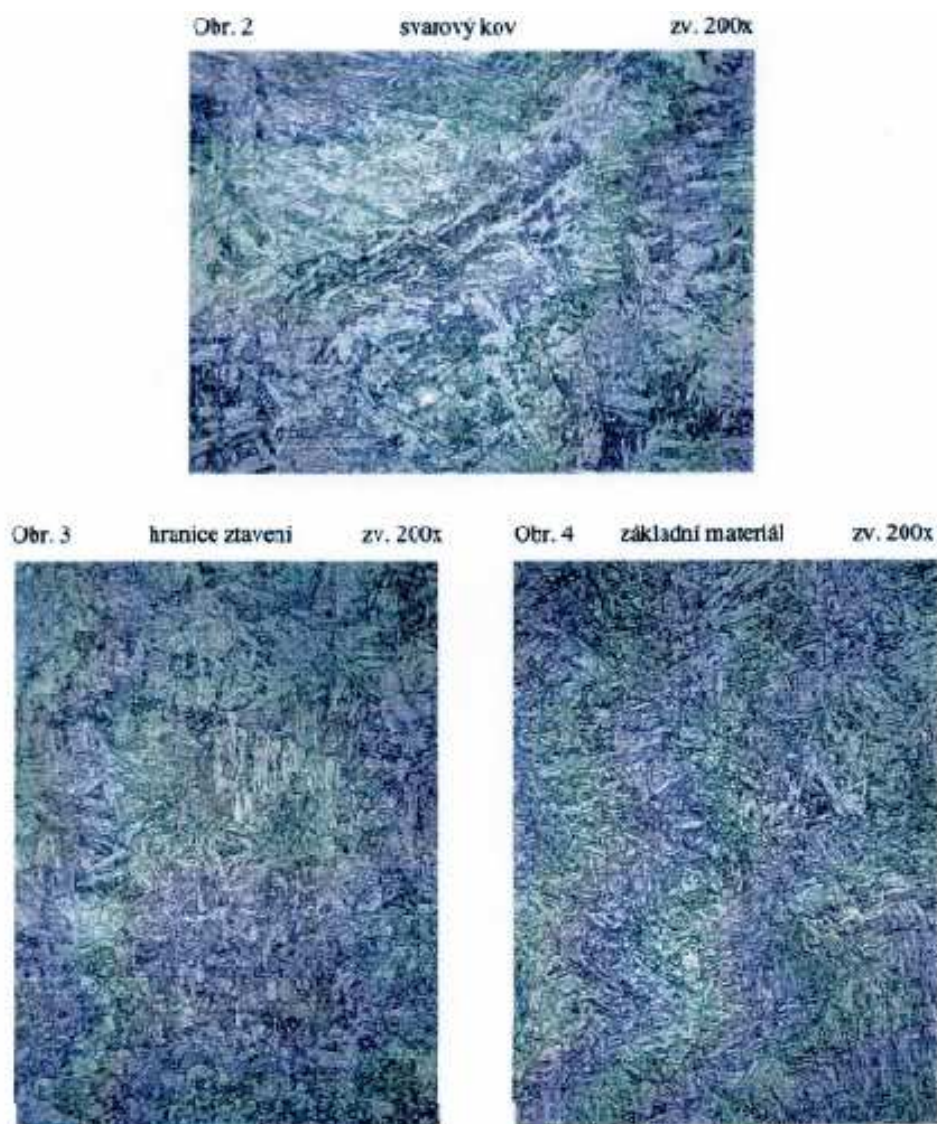
Mikrostruktura svarového kovu je licí, martenzitická, popuštěná. Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti na hranici ztavení svarový kov/základní materiál je martenzitická, popuštěná. Mikrostruktura základního materiálu je martenzitická, popuštěná. Vzorek je vyhovující.



Obr. 22 – Mikrostruktura svarového spoje P92 - 1

Svarový spoj P92 – 2

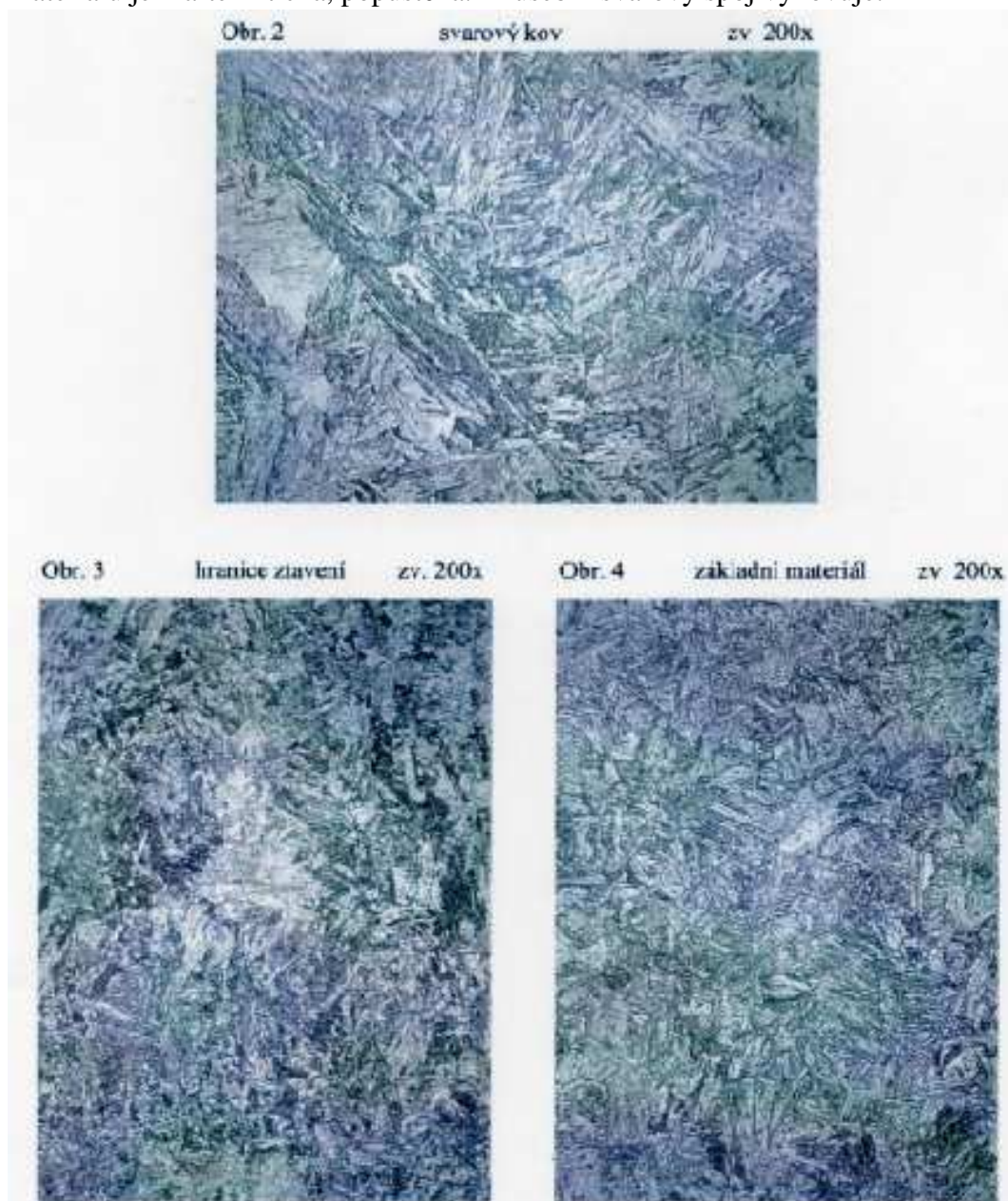
Mikrostruktura svarového kovu je licí, martenzitická, popuštěná. Tepelně ovlivněné oblasti na hranici ztavení svarový kov/základní materiál je martenzitická, popuštěná. Základního materiálu je martenzitická, popuštěná. Vzorek vyhovuje



Obr. 23 – Mikrostruktura svarového spoje P92 - 2

Svarový spoj P92 – 3

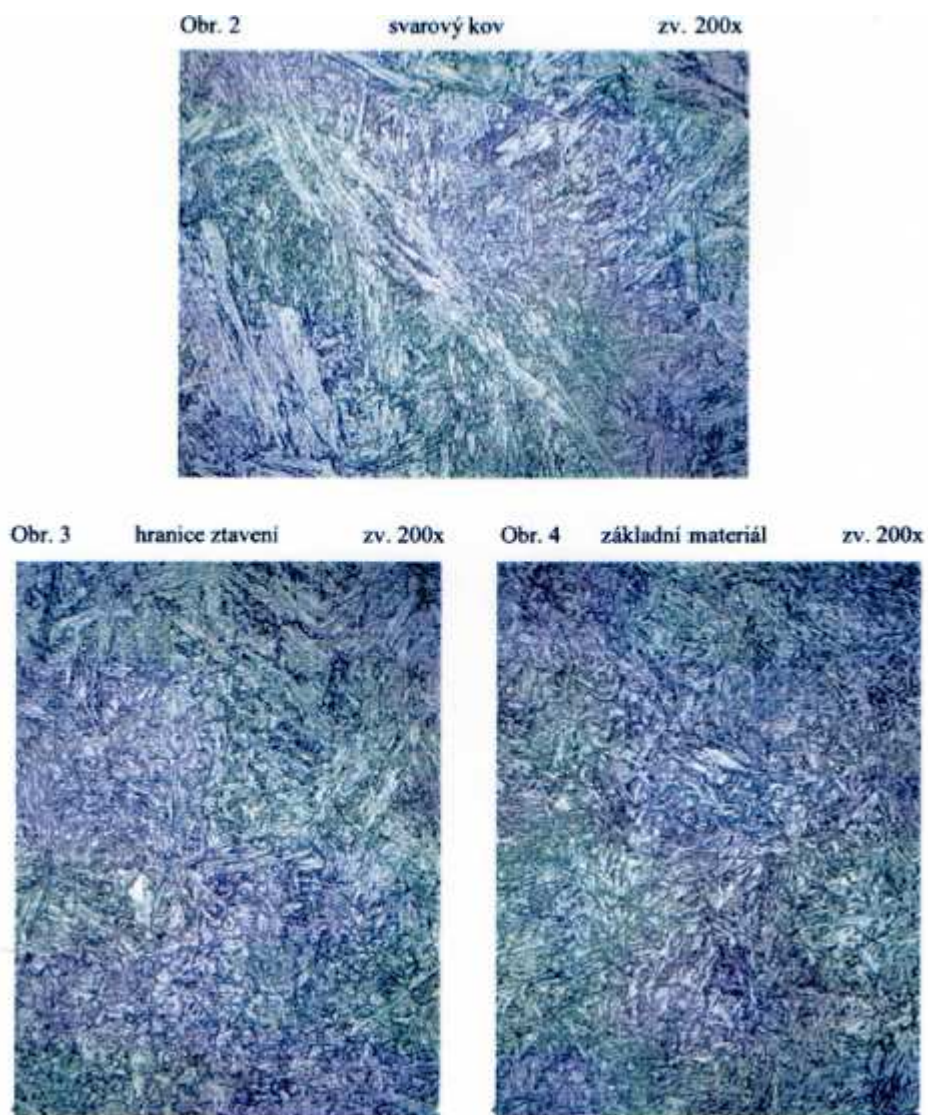
Mikrostruktura svarového kovu je lící, martenzitická, popuštěná. Tepelně ovlivněné oblasti na hranici ztavení svarová kov/základní materiál je martenzitická, popuštěná. Základního materiálu je martenzitická, popuštěná. Zkušební svarový spoj vyhovuje.



Obr. 24 – Mikrostruktura svarového spoje P92 - 3

Svarový spoj P92 – 4

Mikrostruktura svarového kovu je licí, martenzitická, popuštěná. Oblasti ztavení svarový kov/základní materiál je martenzitická, popuštěná. V oblasti základního materiálu je struktura martenzitická, popuštěná. Vzorek vyhovuje.



Obr. 25 – Mikrostruktura svarového spoje P92 - 4

7. SROVNÁNÍ VÝSLEDKŮ S VÝSLEDKY UVÁDĚNÝMI V LITERATUŘE

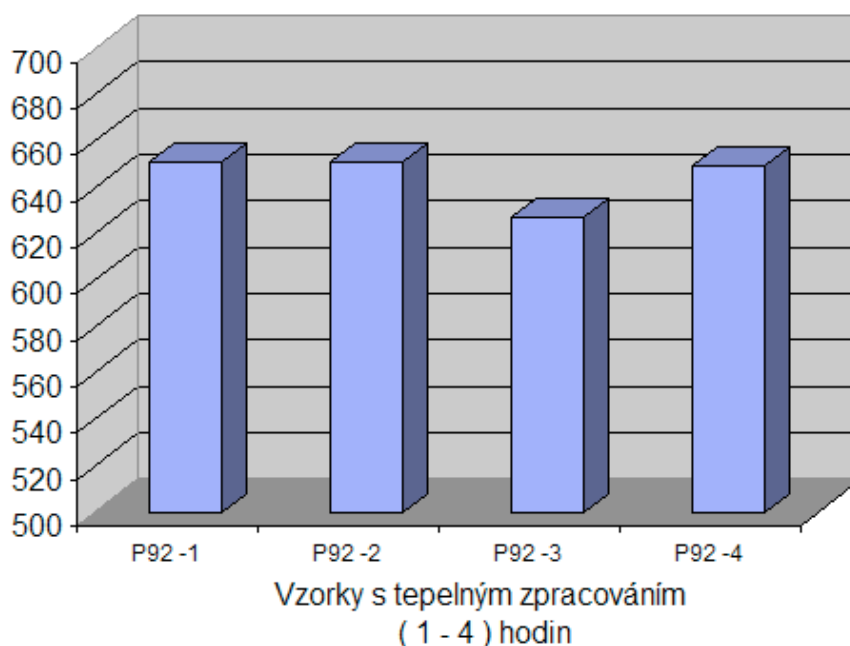
Posledními body zadání jsou srovnání s výsledky dosaženými v literatuře a závěr. Co se týče srovnání výsledků, mám možnosti srovnávat s diplomovou prací z odkazu použité literatury [25]. Jedná se taktéž o diplomovou práci zabývající se změnami mechanických vlastností oceli P92 po tepelném zpracování o různých dobách. V práci je popsána změna mechanických vlastností pro svarové spoje o tloušťce 8 a 20 mm. Pro co nejlepší přesnost výsledků uvedeny srovnání se svarovými spoji o tloušťce 8 mm, což bude nejvhodnější. V porovnání jsou uvedeny rozdíly hodnot při zpracování na teplotě 760 °C po dobu 1, 2, 3, a 4 hodin. A to rozdíly u meze pevnosti R_m , u nárazové práce KV a u tvrdosti.

7.1 Srovnání meze pevnosti v tahu:

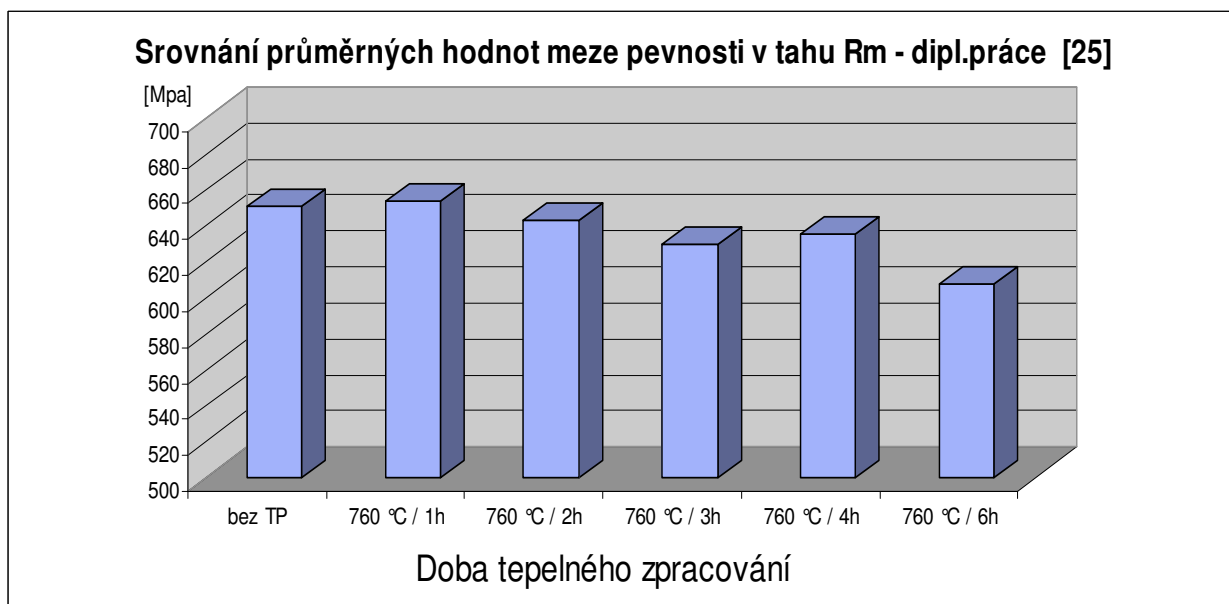
Pro srovnání jsem vytvořil grafy s výsledky mé diplomové práce a pracemi [25, 26].

Graf 6 – Výsledky z měření naměřené v této diplomové práci

Hodnoty meze pevnosti v tahu R_m [MPa]

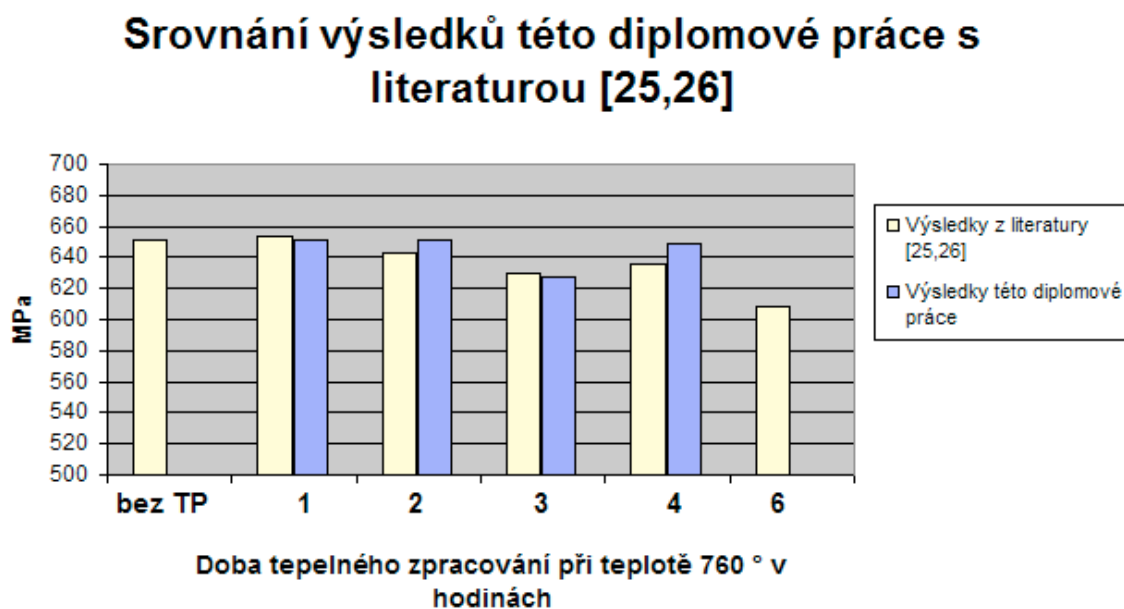


Graf. 7 – Výsledky uváděné literaturou [25, 26]



Hodnocení:

Graf 8 – Srovnání výsledků této diplomové práce s literaturou [26,26]



Z grafu 8 je zřetelné, že nejvhodnější doba pro zachování co nejvyšší meze pevnosti v tahu je tepelné zpracování po dobu jedné hodiny na teplotě 760 °C, hodnoty R_m jsou zde

nejvyšší a zároveň se výsledky liší nejméně. Při tepelném zpracování po dobu dvou hodin se u měření z literatury [25.26] vyskytl mírný propad hodnoty meze pevnosti v tahu.

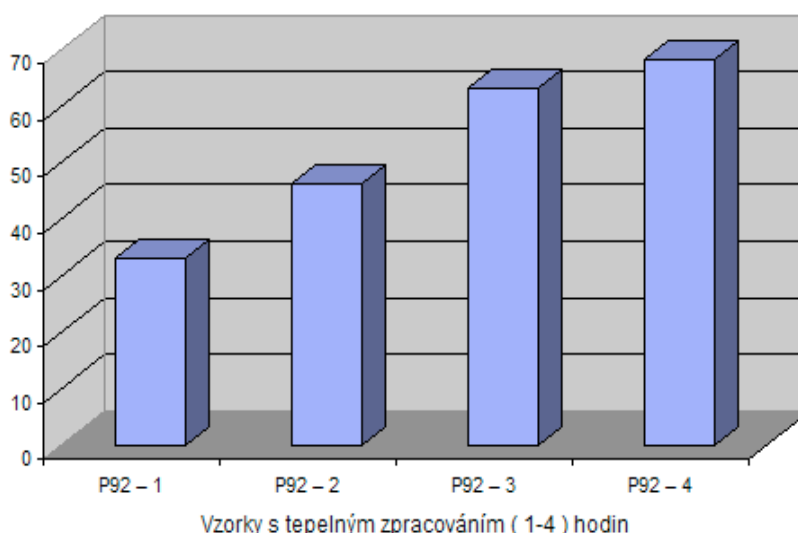
Při době tří hodiny dochází k výraznému poklesu meze pevnosti v tahu. Při tepelném zpracování po dobu čtyř hodin sice mez pevnosti opět lehce vzroste, ne však na hodnoty tepelného zpracování po dobu dvou hodin. Doporučuji tedy tepelné zpracování svarového spoje oceli P92 po dobu 1 hodiny na teplotě 760 °C.

7.2 Srovnání nárazové práce:

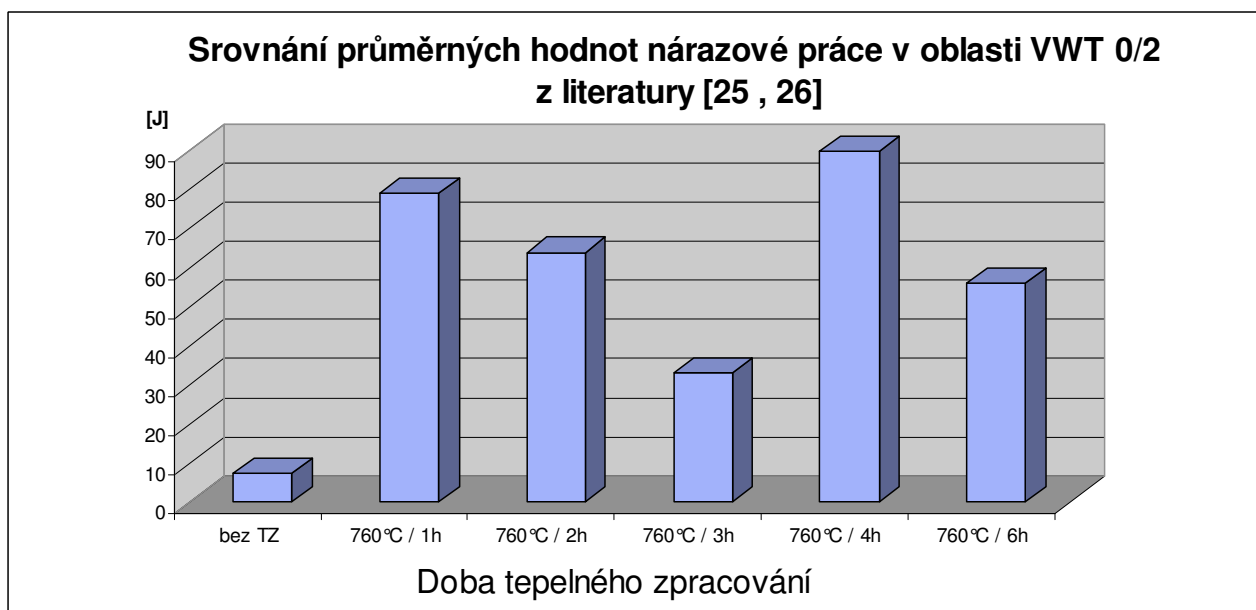
Pro srovnání jsem opět použil výsledků mé diplomové práce a práce dvou mých předchůdců [25, 26], výsledky jsou přepracovány do přehledných grafů. Rozměr zkušebních tyčí ve srovnáních je stejný, výsledky se tedy co nejvíce přibližují reálnému stavu.

Graf 9 – Závislost nárazové práce na tepelném zpracování ve VWT 0/2 této práce

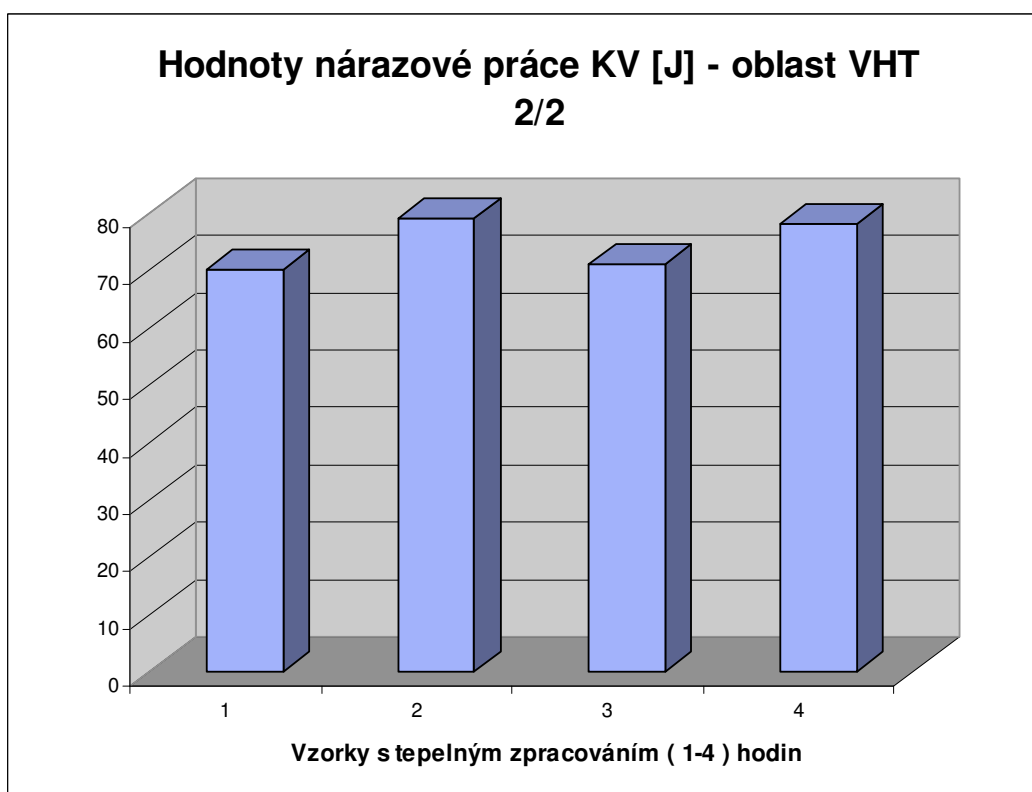
Hodnoty nárazové práce KV [J] - oblast VWT 0/2



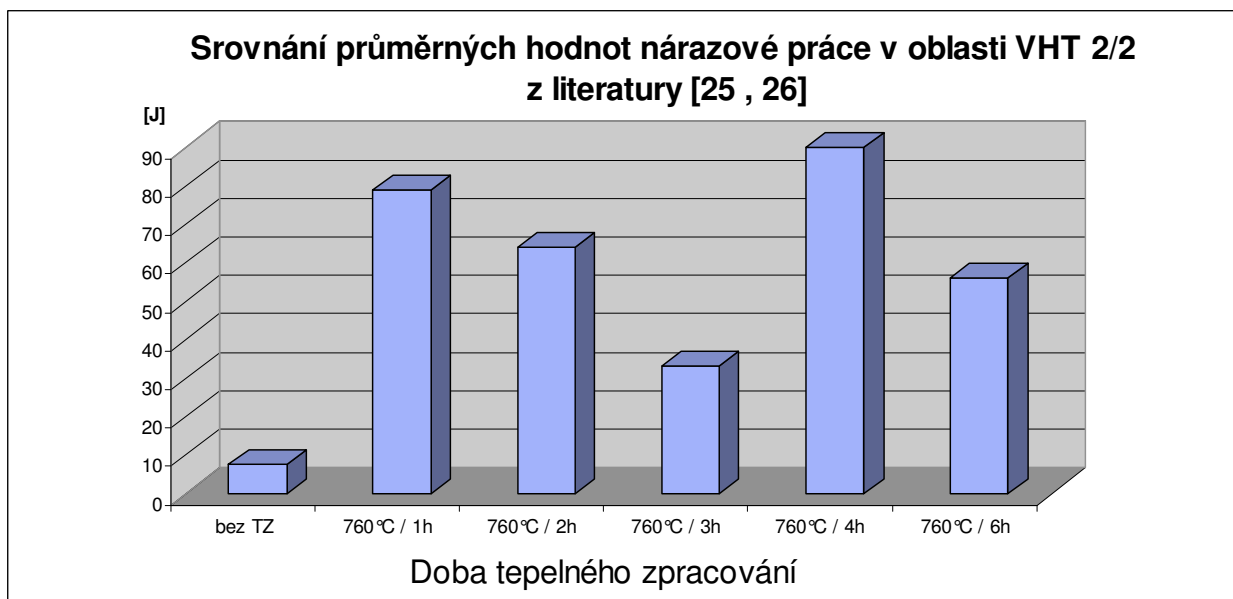
Graf 10 – Výsledky v oblasti VWT 0/2 uváděné literaturou [25, 26]



Graf 11 - Závislost nárazové práce na tepelném zpracování ve VHT 2/2 této práce

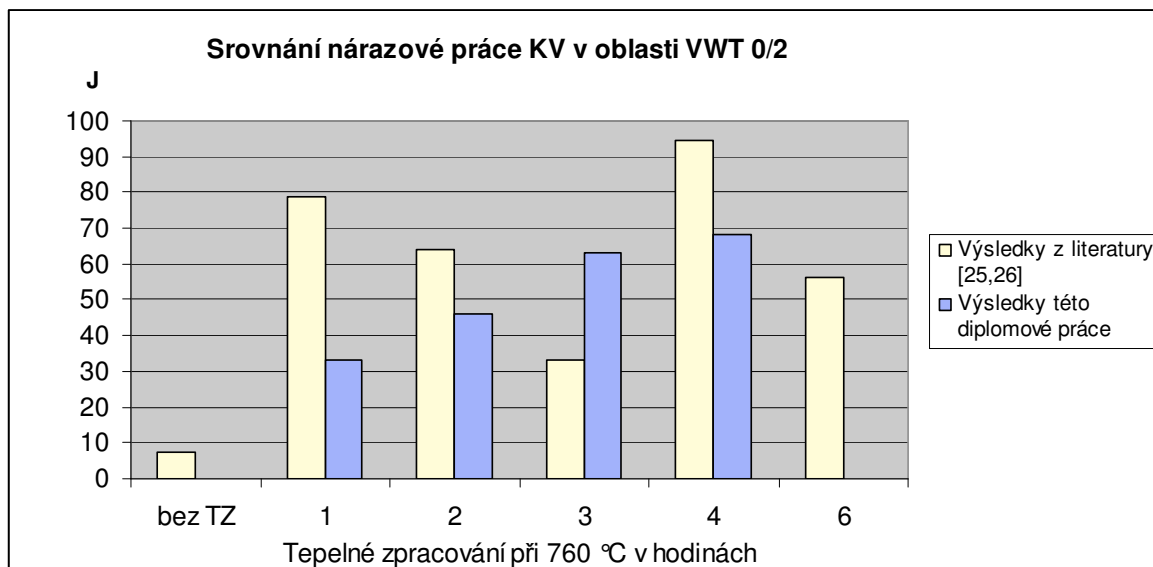


Graf 12 – Výsledky v oblasti VHT 2/2 uváděné literaturou [25, 26]

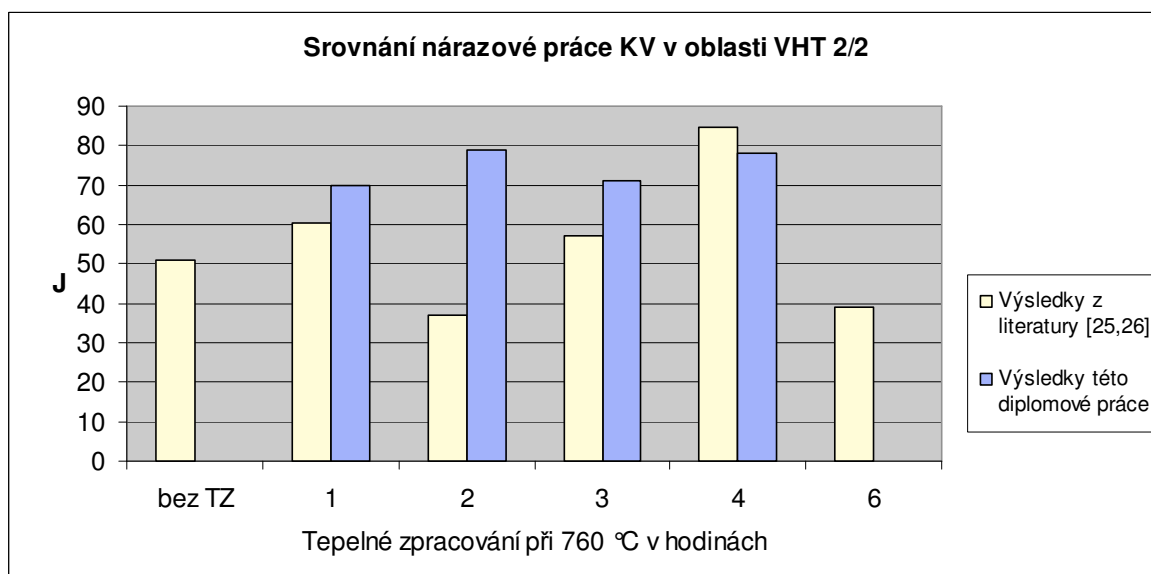


Hodnocení:

Graf 13 - Srovnání nárazové práce KV v oblasti VWT 0/2



Graf 14 - Srovnání nárazové práce KV v oblasti VHT 2/2

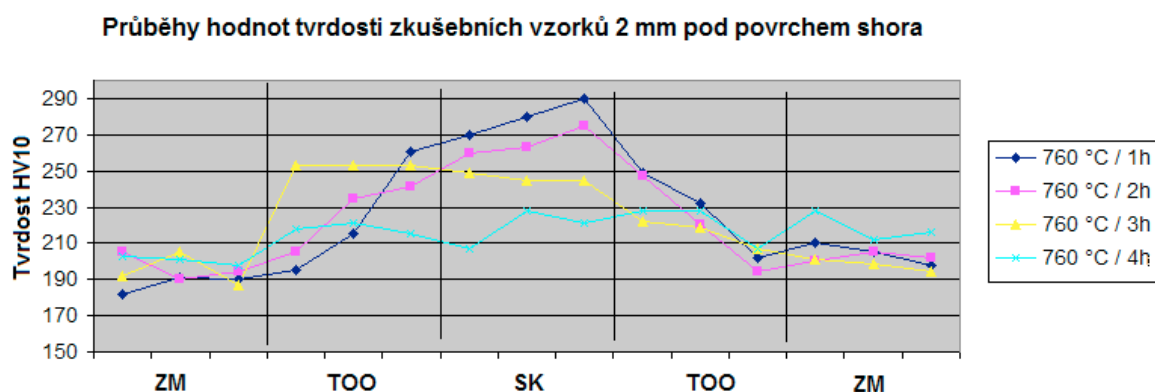


Z grafů je patrné, že nejpříznivějších hodnot nárazové práce v oblasti svarového kovu docílíme tepelným zpracováním po dobu čtyř hodin. Z výsledků této diplomové práce bych vybíral mezi třemi a čtyřmi hodinami, avšak v porovnání s výsledky z literatury [25,26] je výběr jasný, a to čtyři hodiny. Zajímavostí je, že výsledky této práce pro oblast VWT jsou lineární, zatímco výsledky předchozích prací výrazně kolísají. Taktéž se děje i u oblasti VHT. Může to být způsobeno nepřesně umístěnými vruby ve zkušebních vzorcích. Závěr je tedy jasný, a to že tepelným zpracováním 760 °C / 4h docílíme nejpříznivějších hodnot nárazové práce jak v oblasti svarového kovu, tak v oblasti tepelně ovlivněné zóny.

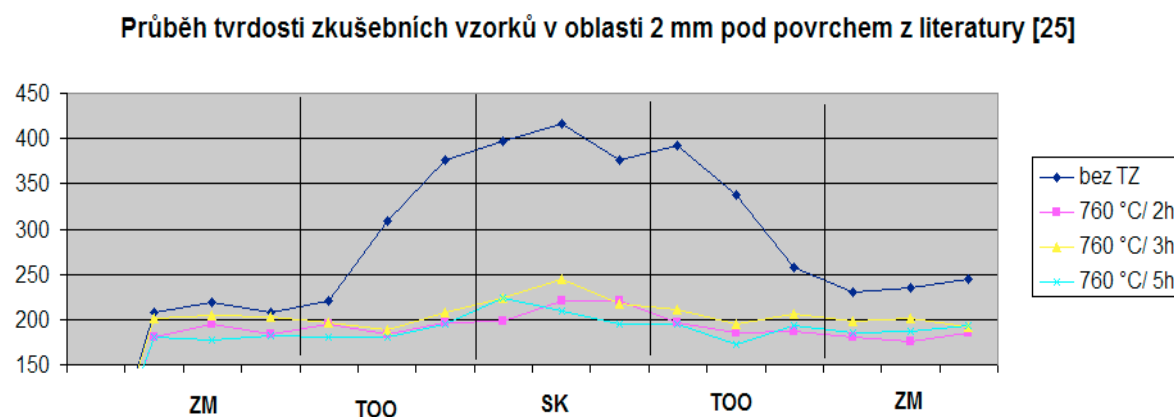
7.3 Srovnání zkoušek tvrdosti:

Zkoušky tvrdosti byly prováděny a vyhodnocovány na všech vzorcích, sledována byla hodnota tvrdosti HV10. Pro opravdu vypovídající hodnoty jsem opět srovnával pouze svarové spoje oceli P92 o tloušťce 8mm. Měření byla prováděna 2 mm pod povrchem a také v kořenové oblasti svaru.

Graf 15 – Výsledky tvrdosti naměřené v této diplomové práci

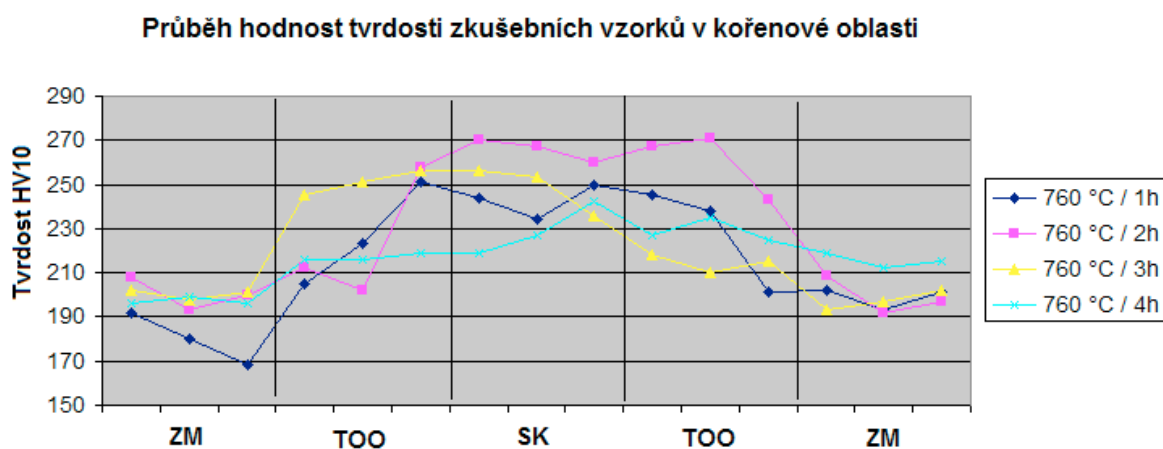


Graf 16 – Výsledky tvrdosti 2mm pod povrchem uváděné literaturou [25]

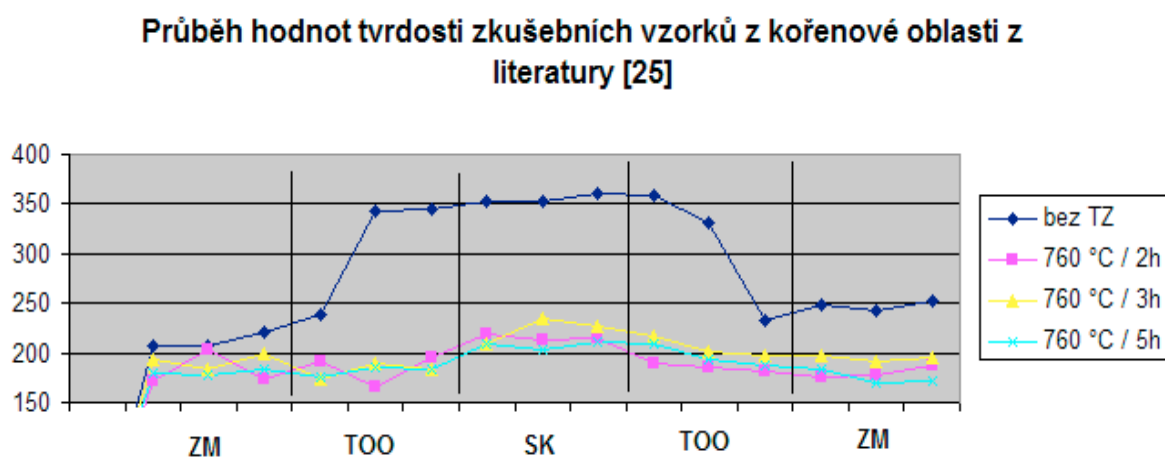


Z měření je rozeznatelné, že bez tepelného zpracování je tvrdost velmi vysoká. Z grafů je rozeznatelné, že nejvhodnějším tepelným zpracováním je výdrž na teplotě 760 °C po dobu čtyř hodin, kdy dosáhneme nejnižších hodnot tvrdosti.

Graf 17 – Tvrdost v závislosti na místě odběru v kořenové oblasti z měření této diplomové práce



Graf 18 – Tvrdost v závislosti na místě odběru v kořenové oblasti z literatury



Z výsledků je opět patrné, že nejvhodnější variantou je tepelné zpracování po dobu 4 hodin při teplotě 760 °C, kdy docílíme nejnižších hodnot tvrdosti. Naopak bez tepelného zpracování jsou hodnoty nepřijatelné, navíc není povoleno používat pro vysokotlaková zařízení o vysoké provozní teplotě ocel bez tepelného zpracování.

8. ZÁVĚR:

Diplomová práce se zabývá svarovými spoji oceli P92 a jejich chováním po tepelném zpracování. Tato ocel je využívána pro výrobu energetických celků, a to především parovodních potrubí pracujících při nadkritických podmínkách, tedy teplotách okolo 600 °C a tlaků okolo 30 MPa. Právě z těchto důvodů je potřeba důkladně znát chování oceli, a co nejlépe ji při výrobě připravit na zmíněné extrémní provozní podmínky.

Tato diplomová práce přináší nové výsledky týkající se mechanických vlastností svarových spojů oceli P92 po různém režimu tepelného zpracování. Pro získání zmiňovaných údajů byly provedeny zkušební svarové spoje této oceli na deskách o tloušťce 8 mm, které byly následně podrobeny tepelnému zpracování při teplotě 760 °C po dobu jedné, dvou, tří a čtyř hodin. Práce obsahuje výsledky jednotlivých nedestruktivních a destruktivních zkoušek, které byly vybrány pro objektivní zhodnocení chování této oceli po tepelném zpracování. Významným plusem této práce je srovnání s dvěma předchozími pracemi, díky čemuž jsme schopni utvořit si reálné závěry.

Z nedestruktivních zkoušek byly provedeny zkouška prozářením RT a zkouška kapilární. Všechny vzorky byly vyhovující.

Z destruktivních zkoušek byly provedeny zkouška tahová, rázem v ohybu, tvrdosti, makro a mikrostruktury. Z výsledků tahových zkoušek je zřejmý velký propad pevnosti v tahu při tepelném zpracování po dobu tří hodin. Za ideální se v porovnání s předchozími pracemi jeví zpracování po dobu jedné hodiny.

Ze zkoušky rázem v ohybu jsme získali hodnoty nárazové práce pro tepelně ovlivněnou zónu VHT a svarový kov VWT. Výsledky nárazové práce této diplomové práce z oblasti VWT jsou lineárně stoupající, zatímco u předchozích prací tomu tak není. V oblasti VHT je z výsledků této práce i předchozích prací vidět určitá nelineárnost naměřených hodnot. To může být dáno nepřesným umístěním vrubu v TOO zkušebních vzorků. Přesto je ale ze srovnání jednotlivých hodnot ze všech zdrojů jasné, že nejvhodnější doba tepelného zpracování při teplotě 760 °C pro udržení co nejvyšší nárazové práce je pro oblasti VHT i VWT čtyři hodiny.

Z výsledků zkoušky tvrdosti, kdy se tvrdost měřila jak 2 mm pod povrchem, tak v kořenové oblasti lze snadno určit, že nejnižších hodnot tvrdosti dosahujeme při tepelném zpracování po dobu čtyř hodin.

Ze všech provedených zkoušek je zřejmé, že nejlepším kompromisem, tedy dosažení co nejvyšší meze pevnosti v tahu při současném zachování vysokých hodnot vrubové houževnatosti a nízké tvrdosti je žádoucí ocel P92 po svařování popouštět při teplotě 760 °C po dobu čtyř hodin.

Zajímavé je, že nejhorších výsledků jak z hlediska pevnosti, tak vrubové houževnatosti bylo dosaženo při tepelném zpracování 760°C po dobu tří hodin. Pro potvrzení této anomálie bude potřeba pokračovat v experimentech a provést další opakovací měření.

..

Seznam použité literatury:

- [1] SVOBODOVÁ, M. *Žáropevné oceli pro energetiku a jejich degradace*. Praha: UjP Praha, 2011. Konference aplikovaného materiálového výzkumu 6. – 9. 5. 2011, Jáchymov. [Http://147.32.10.3/JUVEMATTER/Prezentace/Svobodova.pdf](http://147.32.10.3/JUVEMATTER/Prezentace/Svobodova.pdf)
- [2] *All for power: KOTLE A ENERGETICKÁ ZAŘÍZENÍ 2009 - Aplikační omezení žáropevné oceli P92* [online]. 2009, 19. 7. 2009 [cit. 2013-05-20]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/clanek/aplikacni-omezeni-zaropevne-oceli-p92/>
- [3] Kuboň, Z., Matocha, K.: *Materiály pro tepelnou energetiku a Používání oceli P92 v energetice, Studie oceli, Vítkovice - výzkum a vývoj*, Ostrava, 2006.
- [4] ŘEHONEK J., *Žáropevné oceli pro použití v energetice*. Ostrava, 2010. 40 s. Bakalářská práce. VŠB-TU Ostrava. Vedoucí práce prof. Ing. Vlastimil Vodárek, Csc.
- [5] SKÝBA P., *STRUKTURA ŽÁRUPEVNÝCH OCELÍ*. Brno, 2008. Dostupné z: http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=5342. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně - Fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Vít Jan, Ph.D.
- [6] Mitrengová, J.: *Užitné vlastnosti feritických žárupevných ocelí na bázi 9% Cr s mikropřísadou bóru*, diplomová práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava, Ostrava, 2000.
- [7] Hernas, A., Jonšta, Z.: *Žárupevné oceli a slitiny*, Vydavatelstvo ZUSI - Žilina 2002, 392.
- [8] *Fyzikální základy vědy o materiálu. PŘÍRODOVĚDECKÁ FAKULTA MASARYKOVY UNIVERSITY V BRNĚ*. [online]. [cit. 2013-05-20]. Dostupné z: <http://www.ped.muni.cz/wphy/fyzvla/FMkomplet2.htm>
- [9] ÚSTAV FYZIKY A MATERIÁLOVÉHO INŽENÝRSTVÍ. *Fyzika II* [online]. Zlín [cit. 2013-05-20]. Dostupné z: <http://ufmi.ft.utb.cz/>
- [10] DORAZIL, E., *Nauka o materiálu-1.část, číslo publikace 411-33276, 05-048-73*, SNTL Praha, únor 1973
- [11] PTÁČEK, L., *Nauka o materiálu1.*, ISBN 80-7204-193-2

- [12] KOUKAL J.; ZMYDLENÝ T., *Svařování I. : skripta VŠB – TU Ostrava*. Ostrava : [s.n.], 2005. 133 s. ISBN 80-248-0870-6.
- [13] HAKL J., VLASÁK T., KUDRMAN T., CREEPOVÉ VLASTNOSTI A STRUKTURA OCELI P91. 13. – 15. 5. 2008, Hradec nad Moravicí. DOI: METAL 2008.
- [14] DVOŘÁČEK O. *Modelování fázového složení žárovevných ocelí a jejich spojů*. Brno, 2009. Fakulta strojního inženýrství. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně - Fakulta strojní. Vedoucí práce Ing. Vít Jan, Ph.D.
- [15] FOLDYNA, V., et. al. Precipitace sekundárních fází v ocelích obsahujících 2 až 3,5% Cr s ohledem na strukturní stabilitu a žárovevnost. In *METAL 2001*. Ostrava: Tanger spol. s r.o., 2001. [CD-ROM].
- [16] ALL FOR POWER. *KOTLE A ENERGETICKÁ ZAŘÍZENÍ 2009* - <http://www.allforpower.cz/clanek/aplikacni-omezeni-zaropevne-oceli-p92/> [online]. 1.7.2009 [cit. 2013-05-20]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/clanek/aplikacni-omezeni-zaropevne-oceli-p92/>
- [17] ŽVAKOVÁ, N., MOHYLA, P., GALDIA, Z. Mikrostrukturní analýza svarového spoje oceli P92 po creepové expozici. In: *PROMATTEN 2011 - Vidly: Flash Steel Power*, a. s., Martinovská 3168/48, 723 00 Ostrava - Martinov, Česká republika. Flash steel power, 2011.
- [18] ABE, F., KERN, T. U., VISWANATHAN, R. *Creep-resistant steels*. Cambridge: Woodhead publishing, 2008. ISBN 978-1-84569-178-3.
- [19] PURMENSKÝ, J. *Strukturní stabilita CrMo a CrMoV ocelí a její vliv na životnost energetických a chemických zařízení*. Brno: Akademie věd České republiky, Ústav fyziky materiálů, 1992. Disertační práce.
- [20] BÖHLER WELDING GROUP. *Produkty firmy Böhler Welding Group: Mechanické vlastnosti přídavných materiálů* [online]. 2013. vyd. [cit. 2013-05-20]. Dostupné z: http://www.t-put.com/PowerConferenceFlyer_EN.pdf

- [21] KOUKAL J., SCHWARZ D. Praktické zkušenosti se svařováním oceli P91. In: *Svařování nízkolegovaných a modifikovaných chromových ocelí*. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2000, s. 10. ISBN 80-7078-823-2.
- [22] KLUEH, R. L., NELSON, A.T. Ferritic/martensitic steels for next-generation reactors. *Journal of Nuclear Materials*. September 2007, vol. 371, s. 37-52.
- [23] SVOBODOVÁ M., DOUDA J., KUDRMAN J., SKLENIČKA V., KUCHAROVÁ K., *POROVNÁNÍ VLASTNOSTÍ MODERNÍCH ŽÁRUPEVNÝCH OCELÍ PO DLOUHODOBÉM ŽÍHÁNÍ* [online]. 2007 [cit. 2013-05-20].
- [24] *CP plating: svařovací pomůcky* [online]. [cit. 2013-05-20]. Dostupné z: <http://www.csplasting.cz/stranky3/o-firme.htm>
- [25] MASTELA, T. *Studium mechanických vlastností svarových spojů oceli P92*. 81 s. Diplomová práce. VŠB – Technická univerzita Ostrava Fakulta strojní Katedra mechanické technologie. Vedoucí práce Ing. Petr Mohyla, Ph.D.
- [26] UVÍROVÁ, L. *Optimalizace technologie svařování oceli P92*. Ostrava, 2009. 63 s. Diplomová práce. VŠB-Technická univerzita Ostrava. Vedoucí diplomové práce: Ing. Petr Mohyla, Ph.D.
- [27] FORET, R., UNCKA P., BUCHAL A., KROUPA A.. Výpočet rovnovážných stavů ve vysokolegovaných chromových ocelích. [online]. 2003 [cit. 2013-05-20].
- [28] ČESKÁ SVÁŘEČSKÁ SPOLEČNOST ANB. *Učební texty svářečských inženýrů a technologů (kolektiv autorů)*. 2001. vyd. Ostrava: Zeross - svářečské nakladatelství. ISBN 80-85771-81-0.
- [29] Svarinfo.cz: TIG svařování I - základní principy. [online]. 2006. vyd. [cit. 2013-05-20]. Dostupné z: <http://www.svarbazar.cz/phprs/view.php?cislocclanku=2008011702>
- [30] *Nejpoužívanější přídatné materiály pro svařování, navařování a pájení* [online]. Böhler Uddeholm CZ s.r.o, 40 s [cit. 2012-03-20]. Dostupné z: http://www.bohler-uddeholm.cz/czech/files/2011_Nejpouzivanejsi_materialy.pdf

- [31] VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)%Cr ocelí*. Ostrava: VŠB-Technická univerzita Ostrava, 2003, 163 s. ISBN 80-248-0329-1.
- [32] ENNIS, P. J. a A. CZYRSKA-FILEMONOWICZ. Creep resistant steels for power plant. *Recent Advances in Creep Resistant Steels for Power Plant Applications* [online]. OMMI, 2002, vol. 1, no. 1, 28 s [cit. 2012-02-17]. Dostupné z: <http://www.ommi.co.uk/PDF/Articles/32.pdf>

Seznam obrázků, tabulek, grafů a příloh:

Seznam obrázků:

- Obr. 1 - Vliv teploty na mez kluzu a mez tečení nelegovaných žárovevných ocelí [7]
Obr. 2 - Vliv Mn, Si, Cr, Mo, Co na mez tečení nízkolegovaných ocelí [7]
Obr. 3 - Mez pevnosti R_m a mez kluzu $R_{p0.2}$ u výchozího stavu oceli [16]
Obr. 4 - Tažnost A5 a kontrakce Z oceli P92 ve výchozím stavu [16]
Obr. 5 - Mikrostruktura oceli P92 popouštěné 2 hodiny při teplotě a) 715 °C, b) 775 °C, c) 835 °C [32]
Obr. 6 - a) rozměrné částice $M_{23}C_6$ při hranicích subrzn, jemné částice M (C, N) v zrnech, b) Lavesova fáze při precipitaci po creepu na teplotu 650 °C za dobu 6500 hodin [31]
Obr. 7 - Diagram ARA oceli s 0,5 hm% Cr, 0,5 hm% Mo a 0,25 hm% V [14]
Obr. 8 - Znázornění statické závislosti meze kluzu oceli 15 128 (typ 0,5Cr-0,5Mo-0,25V) v popuštěném stavu na obsahu feritu ve struktuře [19]
Obr. 9 - Schéma tepelně ovlivněné oblasti svaru oceli 15 128 (typ 0,5Cr-0,5Mo-0,25V) [14]
Obr. 10 - Teplotní závislost meze kluzu a meze pevnosti [23]
Obr. 11 - Teplotní závislost tažnosti a vrubové houževnatosti [23]
Obr. 12 - Teplotní cyklus svařování a tepelné zpracování po svařování pro oceli P91, P92, E911 [21]
Obr. 13 - Složitost kritérií pro svařování různých ocelí [20]
Obr. 14 - Schéma svařování metodou TIG [29]
Obr. 15 - Dotykový teploměr [24]
Obr. 16 - Schéma postupu svařování zkušebních vzorků
Obr. 17 - Schéma bodů pro měření tvrdosti
Obr. 18 - Makrostruktura svarového spoje P92-1
Obr. 19 - Makrostruktura svarového spoje P92-2
Obr. 20 - Makrostruktura svarového spoje P92-3
Obr. 21 - Makrostruktura svarového spoje P92-4
Obr. 22 - Mikrostruktura svarového spoje P92 - 1
Obr. 23 - Mikrostruktura svarového spoje P92 - 2
Obr. 24 - Mikrostruktura svarového spoje P92 - 3
Obr. 25 - Mikrostruktura svarového spoje P92 - 4

Seznam tabulek:

- Tab. 1 - Chemické složení oceli P91 [12]
Tab. 2 - Mechanické vlastnosti oceli P91 při +20 °C [12]
Tab. 3 - Chemické složení oceli P92
Tab. 4 - Příklady chemického složení žárovevných ocelí [4]
Tab. 5 - Chemické složení materiálu P92 (X10CrWMoVNb9-2) – základní materiál
Tab. 6 - Svařovací parametry zkušebních spojů
Tab. 7 - Chemické složení materiálu Thermanit MTS 616 (EN 12070-WZ CrMoWVNb) -přídavný materiál [30]

- Tab. 8 - Mechanické vlastnosti materiálu Thermanit MTS 616
(EN 12070-WZ CrMoWVNb) - přídatný materiál [30]
Tab. 9 - Rozpis tepelného zpracování zkušebních desek
Tab. 10 - Výsledky zkoušky prozářením RT
Tab. 11 - Naměřené hodnoty při tahové zkoušce
Tab. 12 - Naměřené hodnoty nárazové práce KV
Tab. 13 - Naměřené hodnoty tvrdosti jednotlivých svarových spojů

Seznam grafů:

- Graf 1 - Naměřené hodnoty meze pevnosti v tahu Rm
Graf 2 - Závislost nárazové práce na tepelném zpracování ve VWT 0/2
Graf 3 - Závislost nárazové práce na tepelném zpracování ve VHT 2/2
Graf 4 - Tvrdost v závislosti na místě odběru shora 2mm pod povrchem této práce
Graf 5 - Tvrdost v závislosti na místě odběru v kořenové oblasti této práce
Graf 6 - Výsledky z měření naměřené v této diplomové práci
Graf 7 - Výsledky uváděné literaturou [25, 26]
Graf 8 - Srovnání výsledků této diplomové práce s literaturou [26,26]
Graf 9 - Závislost nárazové práce na tepelném zpracování ve VWT 0/2 této práce
Graf 10 - Výsledky v oblasti VWT 0/2 uváděné literaturou [25, 26]
Graf 11 - Závislost nárazové práce na tepelném zpracování ve VHT 2/2 této práce
Graf 12 - Výsledky v oblasti VHT 2/2 uváděné literaturou [25, 26]
Graf 13 - Srovnání nárazové práce KV v oblasti VWT 0/2
Graf 14 - Srovnání nárazové práce KV v oblasti VHT 2/2
Graf 15 - Výsledky tvrdosti naměřené v této diplomové práci
Graf 16 - Výsledky tvrdosti 2mm pod povrchem uváděné literaturou [25]
Graf 17 - Tvrdost v závislosti na místě odběru v kořenové oblasti z měření této diplomové práce
Graf 18 - Tvrdost v závislosti na místě odběru v kořenové oblasti z literatury

Seznam příloh:

- Příloha č. 1
Příloha č. 2
Příloha č. 3
Příloha č. 4